

UNIVERSITÉ DE SHERBROOKE
Faculté de génie
Département de génie électrique

IMPACT DES CHARGES DE COMPRESSION SUR L'INTÉGRITÉ DES PUCES RENVERSÉES SUR UN SUBSTRAT ORGANIQUE SANS CAPOT ET SANS ENCAPSULANT

Mémoire de maîtrise
Spécialité : génie électrique

Antoine CLOUTIER

MEMBRE DU JURY

David DANOVITCH
(Directeur)

Julien SYLVESTRE
(Co-directeur)

Dominique Drouin
(Rapporteur)

Isabel De Sousa
(Membre externe)

RÉSUMÉ

La tendance actuelle vers l'encapsulation d'un assemblage comportant plusieurs puces favorise l'incorporation d'un procédé de réusinage compatible avec l'enlèvement et le remplacement d'une puce défectueuse. La vérification électrique est un procédé inhérent au réusinage qui identifie facilement les puces défectueuses sans en compromettre leur intégrité. Malheureusement, l'aspect qui optimise l'intégrité mécanique et électrique des dispositifs, soit l'encapsulant (underfill), rend les étapes subséquentes d'enlèvement des puces extrêmement difficile. Il devient alors souhaitable d'évaluer le comportement de certaines puces sans underfill qui sont sujettes aux conditions de vérifications électriques souhaitées afin de déterminer s'il existe une zone de test favorable à la qualité et la fiabilité du produit. Ceci est d'autant plus vrai en considérant le peu de données publiées concernant un chargement en compression qu'une puce sans underfill et sans capot peut supporter.

Ce projet de recherche présente une étude du comportement des puces renversées sans capot, utilisant un alliage SAC, qui est sans plomb, pour les interconnexions, face à une charge compressive appliquée directement. Les puces sont assemblées sur un substrat organique sans underfill dans une configuration à plusieurs puces. Pour différentes tailles de puces, une série de compressions ont été observées afin de couvrir une vaste étendue de forces potentiellement utilisées pour assurer le contact électrique du laminé non planaire. Les chargements ont été faits à température ambiante et élevée ainsi qu'à angle normal et incliné.

La caractérisation par l'analyse des courbes de chargement, la coplanarité, la mesure des hauteurs des interconnexions et la tomographie par rayon X a démontré qu'un angle normal ne provoquait qu'une légère déformation qui était relativement indépendante de la température ou de la force dans l'étendu testé. Bien que les données de fluage semblent entrer dans le cadre des modèles précédemment publiés et un nouveau modèle plus juste a été créé avec l'aide de test de nanoindentation.

L'inclinaison du chargement a démontré produire des déformations significatives qui, durant un test électrique typique de 20 minutes, étaient similaire pour un faible ou un grand chargement. Par contre, ces déformations avaient tendance à être plus importantes pour une température élevée et pour une petite taille de puce. De telles déformations ont démontrés induire une recristallisation des grains en une taille plus fine sans retrouver leur forme après un recuit. De plus, les déformations sévères ont démontrées une présence de fissurations à température ambiante et d'espace réduit à température élevée pouvant nuire à l'intégrité de l'assemblage.

Un cyclage thermique de 1000 cycles n'a pas induit de défaillance électrique pour le nombre d'échantillons testés, mais des tests avec un plus grand échantillonnage sont recommandés.

En somme, cette étude conclue qu'une vérification électrique dans des conditions normales d'une puce sans capot ne va pas endommager l'intégrité des interconnexions sans plomb. Toutefois, un contrôle des procédés robustes est nécessaire afin d'éviter des conditions anormales résultant en une inclinaison de la charge qui pourrait compromettre l'intégrité des assemblages.

Mots-clés : sans underfill, sans capot, sans plomb, test électrique, MCM, réusinage, déformation, fluage

REMERCIEMENTS

Je désire tout d'abord remercier mon directeur de recherche, David Danovitch, qui a su me guider tout au long du projet en m'accordant une confiance et des conseils inégalés. Grâce à lui, j'ai pu accomplir un travail avec persévérance, dépassement de soi et rigueur.

Un merci tout spécial à Benoît Foisy pour m'avoir supporté et conseillé avec mes questions plus techniques et aussi pour avoir fait le lien entre mon partenaire industriel, IBM, et moi. Je remercie aussi les collaborateurs d'IBM ou du C2MI qui ont participé de près ou de loin à la réussite de mon projet, notamment Christian Bergeron, Clément Fortin, Edgar Tremblay, François Racicot et Serge Martel. Merci aussi à l'université McGill pour leur ouverture à collaborer dans ce projet.

J'aimerais aussi remercier ma famille et amis qui ont su être compréhensifs face à tous mes engagements et ont continué à m'encourager à compléter ce projet.

TABLE DES MATIERES

Résumé	i
Remerciements	iii
Liste des figures	vii
Liste des tableaux.....	xi
Liste des abréviations.....	xiii
Chapitre 1. Introduction	1
1.1 Contexte global.....	1
1.2 Contexte de recherche.....	4
Chapitre 2. État de l’art	7
2.1 Propriétés des C4	7
2.1.1 Les constituants	7
2.1.2 Profil thermique de solidification	9
2.1.3 Microstructure et Macrostructure	10
2.1.4 Température.....	10
2.2 Renforts.....	12
2.2.1 Sollicitation mécanique sur une puce sans capot	12
2.2.2 Sollicitation mécanique sur une puce sans underfill.....	15
2.3 Déformation et Fluage	15
2.3.1 Viscoélasticité.....	15
2.3.2 Viscoplasticité	17
2.3.3 Le fluage dans les matériaux métalliques	17
2.3.4 Les défauts.....	18
2.3.5 Mécanismes de fluage.....	21
2.3.6 Équations constitutives des alliages SAC	26
2.4 Nanoindentation.....	28
2.5 Recristallisation	30
Chapitre 3. Méthode expérimentale.....	33
3.1 Tests de compression	33
3.1.1 Compression.....	33
3.1.2 Matrice de test	34

3.2	Caractérisation	37
3.2.1	La microscopie confocale	37
3.2.2	Microscopie optique	39
3.2.3	Microscopie acoustique	40
3.2.4	Microscopie électronique.....	41
3.2.5	Tomographie 3D	42
3.2.6	Test de Traction	43
3.2.7	Nanoindentation	44
3.3	Fiabilité.....	45
Chapitre 4.	Résultats et discussion.....	47
4.1	Déformation d'un assemblage sans underfill sous chargement en compression	47
4.1.1	Test de compression	47
4.1.2	Topologie	49
4.1.3	Hauteur des joints de brasures	51
4.1.4	Tomographie 3D	58
4.1.5	Comportement en fluage	59
4.1.6	Nanoindentation	61
4.1.7	Ajustement des courbes de fluages	67
4.2	Intégrité des interconnexions suite aux tests de compression sans underfill	69
4.2.1	Microscopie acoustique (CSAM).....	69
4.2.2	Séparation par traction.....	70
4.2.3	Coupes transversales	71
4.2.4	Diffraction d'électrons rétrodiffusés (EBSD).....	75
4.2.5	Fiabilité.....	78
Chapitre 5.	Conclusion	80
Références.....		83

LISTE DES FIGURES

Figure 1.1 Représentation de la loi la de Moore.....	1
Figure 1.2 Vue de coupe d'un boîtier DIP	2
Figure 1.3 Intel Celeron Pin Grid Array	2
Figure 1.4 Exemple de BGA	2
Figure 1.5 a) Puce microcâblée typique; b) Puce renversée typique [76].....	3
Figure 1.6 Exemple de SiP. a) Intégration 2,5D ; b) Intégration 3D	4
Figure 1.7 Schéma d'un test de conductibilité électrique sans underfill et sans capot.	5
Figure 2.1 Diagramme de phases Sn-Ag-Cu – projection du liquidus	8
Figure 2.2 Représentation des proportions d'alliage issue de la puce et du laminé au moment du recuit.....	8
Figure 2.3 Structure tétragonale centrée de l'étain Beta.....	10
Figure 2.4 Limite d'élasticité de différents alliages d'étain en fonction de la température.	11
Figure 2.5 Représentation du test effectué par Ho, Wang, Johnson et Berry	13
Figure 2.6 Force de compression sur une puce sans capot.....	14
Figure 2.7 Comportement viscoélastique du modèle de Zener.	16
Figure 2.8 Comportement viscoplastique du modèle de Burgers.....	17
Figure 2.9 Courbe de fluages pour une même contrainte et à deux températures différentes. .	18
Figure 2.10 Principaux défauts sans dimension dans une structure cristalline.	19
Figure 2.11 Schémas de dislocation. a) Dislocation-coin; b) Dislocation-vis	20
Figure 2.12 Représentation des monocristaux et des joints de grain.	21
Figure 2.13 Représentation schématisée d'une carte de déformation de Ashby.	22
Figure 2.14 Représentation des mécanismes de diffusion de Coble et Nabarro-Herring.	23
Figure 2.15 Représentation du mécanisme de glissement.	24
Figure 2.16 Schématisation du mécanisme de fluage de montée assistée par glissement.	25
Figure 3.1 a) Exemple de pression exercée sur les puces ; b) Différents tailles de têtes de pression avec la tige.....	33
Figure 3.2 Angle de contact généré par le boulon de serrage	34
Figure 3.3 Les cinq configurations qui ont servi durant les tests.	34
Figure 3.4 Schéma du principe de fonctionnement de la microscopie confocale	38
Figure 3.5 a) Microscope confocale Altisurf530; b) Exemple d'image topographique obtenue à l'aide de l'Altisurf 530.	39
Figure 3.6 Différence entre la microscopie à champ clair et à polarisation croisée de l'étain. a) Microscopie à champ clair ; b) Microscopie à polarisation croisée	40
Figure 3.7 a) Schéma montrant les défauts détectables au microscope acoustique dans une puce renversée ; b) Schéma du principe de fonctionnement de la microscopie acoustique à transmission.....	41
Figure 3.8 Exemple de coupe transversale.	42
Figure 3.9 a) Schéma de base de la tomographie consistant d'une source de rayon X, d'une plaque tournante et d'un détecteur; b) Exemple de vues virtuelles 3D, planaire et transversale.	42
Figure 3.10 Exemple de colorant rouge après un test de traction.....	44
Figure 3.11 Exemple de nanoindentation après test	44

Figure 4.1 Force de compression vs. le déplacement de à température ambiante et élevée.....	48
Figure 4.2 Topologie de puces avant et après une pression de 7,6 MPa avec un angle normal de compression: a) Pré-test à température ambiante; b) Post-test à température ambiante; c) Pré-test à 120°C; d) Post-test à 120°C.	49
Figure 4.3 Vue 3D de la topologie des substrats avant et après un test de compression avec un angle normal : a) Pré-test à température ambiante; b) Post-test à température ambiante; c) Pré-test à 120°C; d) Post-test à 120°C.	50
Figure 4.4 Topologie d'une puce avant et après une pression de 7,6MPa appliqué avec un angle à température ambiante : a)Pré-test ; b) Post-test.....	50
Figure 4.5 Schéma de la distribution de la force F de compression appliquée normalement sur l'assemblage. N représente le nombre de C4 par puce.	52
Figure 4.6 Corrélation entre la variation de hauteur des C4 et leur diamètre.	54
Figure 4.7 Schéma du comportement de l'assemblage suite à une force F de compression appliquée avec une inclinaison.....	56
Figure 4.8 Schéma du mouvement et des forces en jeux lors du basculement d'une puce soumise à une force inclinée.....	57
Figure 4.9 Coupes transversales issues de la tomographie 3D : a) joints sans compression; b) joints avec compression à angle normal à température ambiante; c) joints avec compression à angle normal à 120°C; d) joint avec compression incliné à 120°C.....	58
Figure 4.10 Comportement en fluage des échantillons versus les équations constitutives à température ambiante.	59
Figure 4.11 Comportement en fluage des échantillons versus les équations constitutives à température élevée.....	60
Figure 4.12 État avant et après le polissage des brasures. Images produites par Rubo Zheng et Aroba Saleem.	61
Figure 4.13 Rugosité de surface avant et après le polissage. Images produites par Rubo Zheng et Aroba Saleem.	62
Figure 4.14 Les 10 nanoindentations faites à température ambiante. Images produites par Rubo Zheng et Aroba Saleem.	62
Figure 4.15 Les 10 nanoindentations faites à 80°C. Images produites par Rubo Zheng et Aroba Saleem.....	64
Figure 4.16 Courbes des forces versus le déplacement des nanoindentations faites à température ambiantes (gauche) et à 80°C (droite). Les cercles rouges représentent le changement de mécanisme de fluages. Images produites par Rubo Zheng et Aroba Saleem.	65
Figure 4.17 Graphique permettant le calcul de l'énergie d'activation des C4 non-joints.	67
Figure 4.18 Graphique des données de fluage à température ambiante et à 120°C en fonction du modèle de Weertman ajusté avec les résultats de nanoindentation.	68
Figure 4.19 Résultats du CSAM: a) Interface puce/C4 pré-test; b) Interface laminé/C4 pré-test; c) Interface puce/C4 post-test; d) Interface laminé/C4 post-test.....	69
Figure 4.20 Séparation par traction avec colorant rouge sur une puce sujette à un chargement à angle normal.....	70

Figure 4.21 Séparation par traction sans colorant rouge sur une puce sujette à un chargement incliné. a) Côté éloignée du contact initial de la charge; b) Côté rapproché du contact initial de la charge.	71
Figure 4.22 Coupes transversales des C4. a) Joint typique, sans pression appliquée; b) Chargement normal à température ambiante; c) Chargement normal à 120°C ; d) Chargement incliné à température ambiante; e) Chargement incliné à 120°C.	72
Figure 4.23 Polarisation croisée de coupes transversales. a) Joint typique sans déformation; b) Joint légèrement déformé (4,5 μm) à température ambiante; c) Joint légèrement déformé (7,5 μm) à 120°C; d) Joint significativement déformé (29,3 μm) à température ambiante ; 5) Joint significativement déformé (59,5 μm) à 120°C.	73
Figure 4.24 Microstructure des C4 après la refonte du procédé d'attache des BGA. a) Légèrement déformé (3,1 μm); b) Significativement déformé (15,7 μm).	74
Figure 4.25 Image EBSD d'un C4 significativement déformé après les tests de compression.	75
Figure 4.26 Légende de l'orientation des grains d'étain bêta.	75
Figure 4.27 Image EBSD d'un C4 légèrement déformé après refonte du procédé d'attache des BGA.	76
Figure 4.28 Image EBSD d'un C4 significativement déformé après refonte du procédé d'attache des BGA.	77
Figure 4.29 Front de solidification; a) Plan; b) croissance colonnaire; c) germination et croissance dendritique dans le liquide en surfusion. Dorlot et Verreman [75]	77
Figure 4.30 Microstructure des C4 après 1000 cycles de DTC a) Légèrement déformé (2,6 μm); b) Significativement déformé (22,9 μm).	79

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 2.1 Variation des propriétés d'un alliage SAC en fonction du % d'Ag pour une vitesse de déformation de $0,001 \text{ s}^{-1}$	9
Tableau 2.2 Résumé des valeurs de A, n et p des différents mécanismes de fluage	26
Tableau 2.3 Constante des modèles de fluage secondaire	28
Tableau 2.4 Différents types d'indenteur	29
Tableau 3.1 Paramètres des configurations qui ont servi durant les tests	35
Tableau 3.2 Matrice de test pour la série A.....	35
Tableau 3.3 Matrice de test pour la série B	35
Tableau 3.4 Matrice de test pour la série F	36
Tableau 4.1 Moyenne de la variation maximale de la hauteur des joints de brasure avant et après les tests de compression	51
Tableau 4.2 Résultats des calculs d'une compression inclinée de 7,6 MPa à 120°C.....	57
Tableau 4.3 Valeurs obtenues par la nanoindentation à température ambiante. Tableau produit par Rubo Zheng et Aroba Saleem.	63
Tableau 4.4 Valeurs obtenues par la nanoindentation à 80°C. Tableau produit par Rubo Zheng et Aroba Saleem.	65
Tableau 4.5 Résultats des tests de fiabilité en DTC	78

LISTE DES ABRÉVIATIONS

3IT	Institut Interdisciplinaire d'Innovation Technologique
BGA	Ball Grid Array
C2MI	Centre de Collaboration MiQro Innovation
C4	Controlled Collapse Chip Connection
CCM	Centre de Caractérisation des Matériaux
CMOS	Complementary Metal Oxide Semiconducteur
CTE	Coefficient d'expansion thermique
DIP	Dual Inline Package
DTC	Deep Thermal Cycling
EBS	Diffraction des électrons rétrodiffusés
iNEMI	International Electronics Manufacturing Initiative
MCM	Multi-Chip Module
PGA	Pin Grid Array
RoHS	Restriction of Hazardous Substances
SAC	Sn-Ag-Cu
SCM	Single-Chip Module
SiP	System in Package

CHAPITRE 1. INTRODUCTION

1.1 Contexte global

Gordon Moore prédisait en 1975 que le nombre de transistors des microprocesseurs sur une puce de silicium doublerait tous les deux ans. Dans la Figure 1.1, [1], on remarque la forte corrélation entre la prédiction de Moore et les différents microprocesseurs sortis sur le marché. Cette prédiction s'est avérée assez juste jusqu'en 2004 avant que les compagnies se butent à des

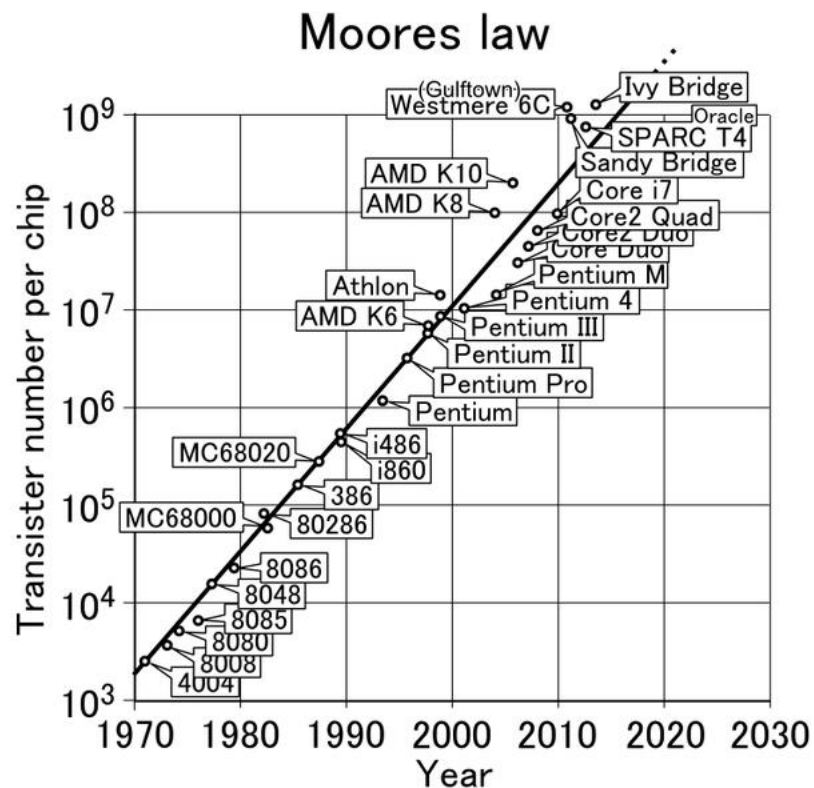


Figure 1.1 Représentation de la loi de Moore

problèmes de dissipations de chaleur et de bruits parasites. Depuis les années 70, les industries se sont vues dans l'obligation de poursuivre cette prédiction, portant maintenant le nom de loi de Moore. Cette prédiction a aussi son revers économique, la loi de Rock; elle stipule que le coût d'une usine de fabrication de la prochaine génération de puces semiconducteur doublera tous les quatre ans [2]. Ainsi, un plus grand capital est investi afin de produire de nouvelles technologies qui vont produire plus de revenue, pour investir plus de capital. C'est une roue qui tourne et qui a fait en sorte que plusieurs technologies sont apparues dont les *Complementary*

Metal Oxide Semiconductor (CMOS), les résines photosensibles amplifiées chimiquement et la photolithographie *Deep UV*. Ceci a permis de réduire la taille des composantes considérablement. Plus les composantes sont petites, plus elles sont fragiles et difficiles à lier au monde externe, donc le procédé d'encapsulation, qui sert principalement à protéger les composantes, devient plus important. De plus, cette méthode offre de bonnes techniques de dissipation de chaleur. La première méthode d'encapsulation était les boîtiers plats qui ont été rapidement remplacés par les boîtiers *Dual Inline Package* (DIP) (Figure 1.2) qui sont encore utilisés de nos jours, majoritairement lors de prototypage. Afin d'augmenter la limite physique du nombre de broches d'un DIP, l'idée d'un réseau de connexion de surface est apparue, menant au *Pin Grid Array* (PGA) (Figure 1.3). Les PGA ont permis de réduire le chemin parcouru par le courant circulant dans les traces de la puce, au travers du boîtier et dans le circuit imprimé. Un long chemin possède une grande inductance, or c'est une faible inductance qui est recherchée afin de minimiser les bruits parasites [3]. Dans cette même veine d'idée les *Ball Grid Array* (BGA) (Figure 1.4) sont arrivés en plus de permettre une haute densité de connexion. Aussi, les BGA offrent un avantage de coût fabrication grâce à leur montage de surface, comparativement à l'insertion dans des trous. Les BGA réfèrent aux interconnexions entre le substrat et la carte mère (deuxième niveau), tandis que lorsqu'il s'agit d'interconnexions entre la puce et le substrat (premier niveau), il existe principalement deux moyens pour joindre une puce au substrat, soit le microcâblage ou les puces retournées aussi connu comme *Controlled Collapse Chip Connection* (C4). La Figure 1.5 montre un exemple pour chaque cas.

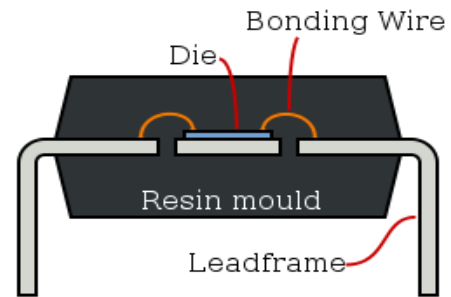


Figure 1.2 Vue de coupe d'un boîtier DIP

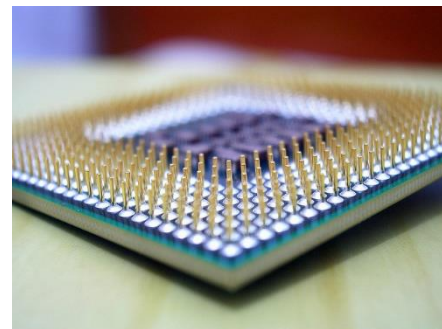


Figure 1.3 Intel Celeron Pin Grid Array

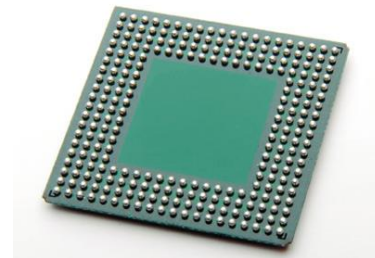


Figure 1.4 Exemple de BGA

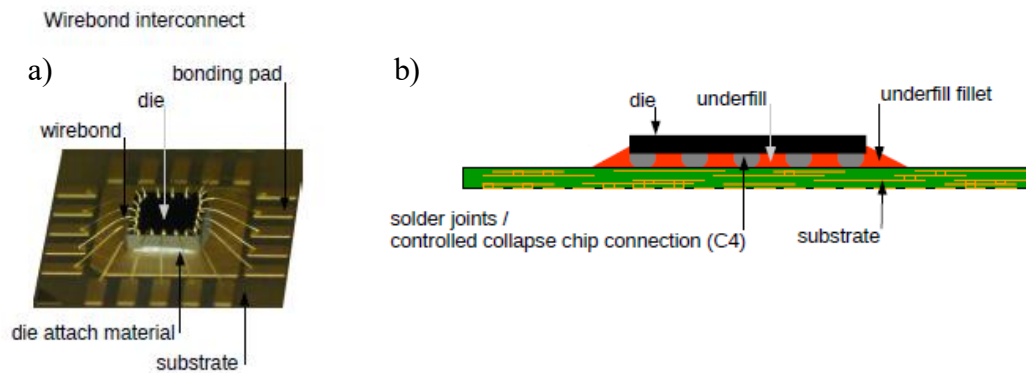


Figure 1.5 a) Puce microcâblée typique; b) Puce renversée typique [76]

La technologie des puces renversées, comparativement au microcâblage, offre les mêmes avantages que l'utilisation des billes versus les broches, c'est-à-dire une plus grande densité d'interconnexion, une plus faible inductance et une meilleure conduction de chaleur. Toutefois, les joints de soudures n'offrent pas de complaisance mécanique contrairement aux câbles. Cette raideur combinée aux différences de coefficient de dilatation thermique (CTE) entre la puce et le substrat peut engendrer des contraintes dans les joints jusqu'à les faire craquer. L'ajout d'un underfill entre la puce et le substrat permet de reprendre les efforts thermomécaniques en plus de protéger contre la corrosion [4] [5].

Au cours des dernières années, les puces retournées étaient principalement installées sur un substrat en céramique et elles étaient jointes à l'aide de brasure en alliage de plomb et d'étain. Toutefois, le plomb étant toxique et ayant des effets négatifs sur l'environnement, l'alliage a été changé pour un sans plomb [6]. Généralement, un mélange d'étain, d'argent et de cuivre (SAC) constitue cet alliage. Ceci cause des problèmes car le point de fusion du SAC est plus élevé (environ 220°C) que l'eutectique plomb-étain (183°C) [7]. Lors de l'assemblage de la puce au substrat, il faut donc cuire à des températures plus élevées ce qui augmente les contraintes des matériaux dues aux dilatations thermiques. De plus, cela requiert un meilleur contrôle du procédé pour ne pas endommager les composants adjacents. Un autre désavantage du SAC est qu'il est moins ductile, rendant les modules plus fragiles et causants des problèmes de fiabilité. Aussi, les substrats organiques, aussi appelés des laminés, présentent plusieurs avantages comparativement à ceux en céramique, notamment au niveau de la réduction du coût et des constantes diélectriques plus faibles [8]; ils sont donc plus utilisés actuellement.

Toutefois, les CTE de la puce en silicium ($2,5 \text{ ppm}/^{\circ}\text{C}$) et du substrat organique ($18,5 \text{ ppm}/^{\circ}\text{C}$) [4] diffèrent grandement comparativement à celui d'un substrat en céramique ($6,2 \text{ ppm}/^{\circ}\text{C}$) [9] augmentant encore les contraintes dans les C4.

Afin de s'assurer qu'un produit est bon et peut être vendu au client, il faut faire des tests de qualité sur celui-ci. Dans l'industrie de l'électronique, un des tests fait est celui de la conductibilité électrique. Ceci permet de vérifier que le courant électrique circule bien au travers de la puce et qu'aucun défaut majeur interne n'est présent. Pour les *Single-Chip Modules* (SCM), ces tests sont faits sur des modules comportant un capot et de l'underfill. Les modules sont placés sur un ensemble de tiges se comportant comme un ressort. Ces tiges assurent le deuxième niveau de connexion. Pour assurer le contact électrique avec ces tiges, il faut appliquer une pression sur le module. La présence d'un capot évite un contact direct sur la puce; en l'absence d'un capot, la pression est généralement faite sur le laminé. En raison de la cambrure de ces laminés, cette pression devient plus grande.

1.2 Contexte de recherche

La réduction de la taille des transistors est devenue plus difficile, alors les compagnies s'orientent vers d'autres stratégies afin d'augmenter les fonctionnalités dans un circuit intégré. Une approche consiste à placer plusieurs puces dans un seul boîtier, connu par le nom *System in Package* (SiP). Les *Multi-Chip Module* (MCM), l'intégration 2,5D ou 3D sont différentes techniques de SiP avec leurs avantages et problèmes. Les MCM distribuent les puces dans le plan, tandis que le 2,5D et 3D placent les puces en hauteur en les empilant. Le 2,5D permet d'intégrer plusieurs puces sur un interposeur, lui-même joint à un substrat, permet d'avoir une plus grande densité d'interconnexion. Tandis que le 3D empilent directement les puces une sur l'autre. La Figure 1.6 illustre cette différence [10]. Le rendement des assemblages est tributaire de la qualité et conformité de chaque élément offrant des interconnexions verticales; si une puce

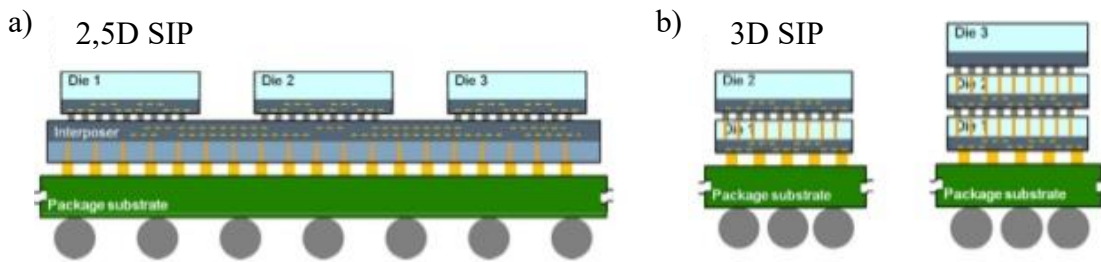


Figure 1.6 Exemple de SiP. a) Intégration 2,5D ; b) Intégration 3D

est défectueuse, tout le module est non-fonctionnel. Il faut donc tester électriquement les modules afin de s'assurer de leur fonctionnalité.

Dans le cas des MCM, lorsqu'une puce est vérifiée comme défectueuse, elle devrait être remplacée pour rendre le MCM bon, mais la possibilité de réusinage est difficile voire impossible en présence d'underfill. Ceci est dû au fait que l'accessibilité aux connexions, c'est-à-dire aux joints de brasure, est très difficile sans la destruction du module.

Dans l'optique de faciliter le réusinage, il est préférable de faire des tests électriques avant l'encapsulation des C4 et la pose du capot au détriment de manipuler des pièces beaucoup plus fragiles. La Figure 1.7 illustre le montage d'un test de conductibilité sans underfill et sans capot. En plus, l'augmentation de la densité des composantes en surface des modules, fait en sorte qu'il n'y plus beaucoup d'espace pour appliquer la pression sur le laminé. Il faudrait donc appuyer directement sur les puces. Or, il existe peu d'informations à l'égard de la force maximale pouvant être mise sur une puce sans capot et sans underfill. Aussi, en raison du courant électrique, la température du module peut atteindre 80°C ou plus, ce qui change les propriétés du module. Il se pourrait donc que ces tests abîment les puces, les joints de brasures ou toutes autres composantes.

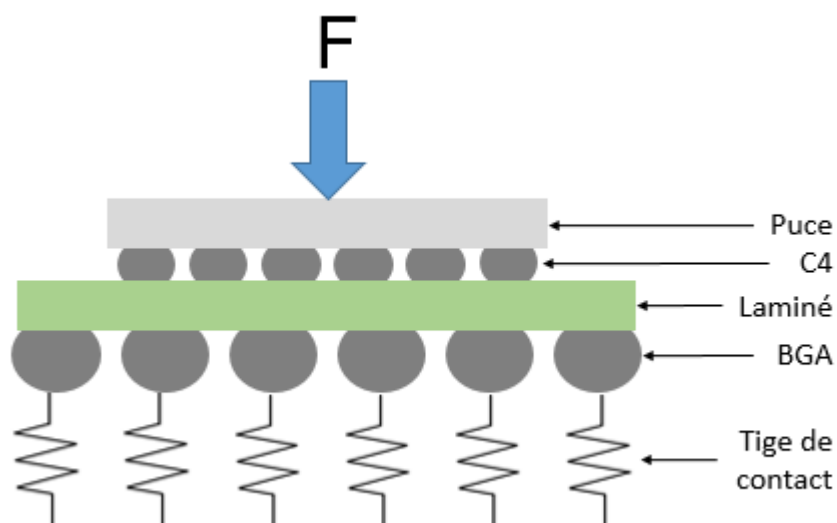


Figure 1.7 Schéma d'un test de conductibilité électrique sans underfill et sans capot.

Le projet présenté dans ce mémoire vise à étudier le comportement mécanique des modules électroniques soumis à des forces similaires à celles subies lors de tests électriques d'un assemblage MCM sans underfill et capot. Les paramètres qui caractérisent ce système se

définissent par la force maximale de compression admissible en fonction de la taille des puces, la température des puces, de la microstructure, de la cambrure du module, de la nature des matériaux. Un tel comportement pourrait influencer leur intégrité et leur fiabilité.

En plus, le design des modules varie au fil des années. Il faut donc être en mesure de savoir quels sont les paramètres importants au niveau du design qui dicteront les forces maximales que les puces peuvent recevoir sans endommager les modules. Il est important de s'assurer que les puces ne seront pas endommagées directement, mais aussi indirectement par la variation de la cambrure ou que les joints de brasures ne subiront pas de fissures ou tous autres défauts rendant le module défectueux ou moins fiable.

Pour solutionner adéquatement cette problématique, il faut diviser le projet en sous-objectifs. Ceux-ci sont les suivants :

- Caractérisation des échantillons avant la compression
- Identification et isolation de paramètres clés
- Caractérisation des échantillons après la compression
- Caractérisation du comportement en fiabilité

Ce document est divisé en chapitres. Le chapitre 2 présente l'état de l'art réalisé sur les propriétés des C4, le comportement mécanique des puces sans renforts, le fluage, la nanoindentation et la recristallisation des C4. Le chapitre 3 illustre la méthodologie employée durant la recherche avec le matériel utilisé. Le chapitre 4 détaille les résultats obtenus suite aux tests. Finalement, une conclusion générale du projet est faite.

CHAPITRE 2. ÉTAT DE L'ART

La plupart des connaissances aux niveaux des tests de compressions et de retravaillage se situe majoritairement au niveau des BGA d'un SCM sur une carte de circuit imprimé. Ainsi, peu de littérature traite des C4 sur des MCM. Aussi, des tests sur puce sans capot et sans underfill n'est pas typique car, en général, il n'est pas nécessaire d'appliquer la force sur la puce directement ou de devoir se passer d'underfill. Ainsi, la recherche au niveau de la caractérisation de ce type de test est plutôt unique. En plus, certaines revues se rapprochant du sujet concernent des substrats en céramique, or le problème de dilatation thermique et de cambrure est moins présent.

En termes de fluage, c'est un peu le contraire, il y a beaucoup de données lié à la fiabilité ce sur sujet. Par contre, ces données contiennent beaucoup de variabilité et il devient important de comprendre les paramètres qui peuvent influencer le comportement en fluage, que ce soit au niveau de la microstructure, des propriétés mécaniques, de la température, de la géométrie, etc.

Toutefois, en décortiquant chaque étape, il est possible de trouver des informations qui définissent les connaissances jusqu'à maintenant dans le domaine. Ceci va permettre de guider le projet et d'avoir des bases sur lesquels se fier et se comparer.

2.1 Propriétés des C4

Les alliages d'étain sont majoritairement utilisés pour remplacer les alliages avec plomb même si ses propriétés varient comparativement au Sn-37Pb, ce dernier étant bien caractérisé [11]. Plusieurs facteurs influencent les propriétés des alliages, notamment les constituants, le profil thermique de solidification et la température. Les propriétés recherchées d'un alliage de remplacement selon le *International Electronics Manufacturing Initiative* (iNEMI) sont une température de fusion près de l'eutectique Sn-Pb, être eutectique ou quasi-eutectique, ne pas avoir plus de trois éléments, éviter l'usage de brevet et avoir le potentiel d'être équivalent ou meilleur en fiabilité que l'eutectique Sn-Pb [12].

2.1.1 Les constituants

Plusieurs éléments ont été testés afin de répondre à ces conditions dont le bismuth, le zinc, le cadmium, l'argent, le cuivre, l'or, l'antimoine et l'indium. Par contre, comme les alliages

ternaire Sn-Ag-Cu se sont montrés les plus prometteurs [12] [13], l'argent et le cuivre seront les deux seuls éléments considérés ici.

L'ajout d'une fraction massique d'un élément fait varier de plusieurs degrés la température du liquidus comme montré à la Figure 2.1 [12]. L'alliage quasi-eutectique Sn-3.8Ag-0.7Cu voit son liquidus réduit à 217°C, tandis que des alliages avec un taux d'argent plus faible augmentent le liquidus comme le Sn-3.0Ag-0.5Cu (220°C) et le Sn-1.0Ag-0.5Cu (226°C). Le point de fusion de l'eutectique Sn-37Pb est à 183°C. Plus la température du liquidus s'éloigne de cette valeur, plus il faut ajuster les procédés de fabrication, c'est pourquoi il vaut mieux utiliser un alliage avec le plus bas liquidus possible. La température du solidus doit aussi être près de celle du liquidus afin de limiter les effets de « *fillet lifting* » et de culbutage [12]. Les alliages SAC voient leur solidus à 217°C, ce qui limite ces effets.

L'alliage utilisé dans ce projet pour les C4 sur la puce avant recuit est du Sn-1.4Ag et l'alliage sur les socles du laminé est du SAC305. La Figure 2.2 [14] illustre les proportions issues de la puce (~2/3) et du laminé (~1/3) avant jonction. Ce qui donne environ du Sn-1.9Ag-0.2Cu. Par contre, lors du recuit, le cuivre contenu dans les socles va diffuser dans les C4 auxquelles ils sont rattachés [15]. Il devient donc difficile d'établir les constitutions exactes des C4 qui varient en fonction du temps de recuit, mais elle peut s'apparenter à du SAC205. Che & al. [16] ont testé l'impact à température ambiante de 1%, 2% et 3% d'argent sur les propriétés mécaniques des alliages SAC. L'ajout d'Ag augmente la quantité d'Ag₃Sn dans les C4. Étant donné que l'intermétallique Ag₃Sn est plus rigide que l'étain, cela augmente par le fait même son module de Young, sa limite d'élasticité et sa contrainte ultime. Inversement, l'élongation à la rupture diminue avec l'ajout d'argent. Le Tableau 2.1 résume les valeurs obtenues avec une vitesse de déformation de 0,001 s⁻¹. Ces résultats sont confirmés par Cai & al. [17].

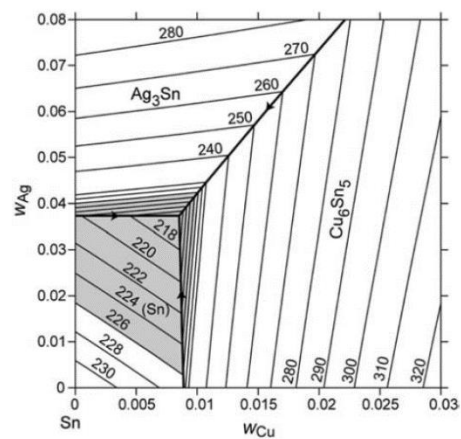


Figure 2.1 Diagramme de phases Sn-Ag-Cu – projection du liquidus



Figure 2.2 Représentation des proportions d'alliage issue de la puce et du laminé au moment du recuit.

Huang, Hwang et Lee [18] ont testé l'ajout d'aluminium dans les alliages SAC afin de réduire la quantité de particules d' Ag_3Sn et Cu_6Sn_5 et assouplir l'alliage. En même temps, ils tirent la conclusion que, comme avec l'argent, plus il y a de cuivre dans l'alliage, plus celui-ci a une rigidité, limite d'élasticité et contrainte à la rupture élevées.

Tableau 2.1 Variation des propriétés d'un alliage SAC en fonction du % d'Ag pour une vitesse de déformation de $0,001 \text{ s}^{-1}$

	SAC105	SAC205	SAC305
Module de Young (GPa)	45,6	51,1	56,6
Limite d'élasticité (MPa)	23,5	28,5	33,6
Contrainte ultime (MPa)	27,8	34,1	40,3
Élongation à la rupture (%)	5	4	4

2.1.2 Profil thermique de solidification

La solidification d'un métal ne se produit pas comme sa fusion. En effet, la taille, le nombre et la forme des grains varient en fonction du gradient thermique, tandis que la composition et le type des phases varient en fonction de la vitesse de solidification. Afin de se solidifier, un liquide doit contenir des germes solides. La solidification procède par la croissance des sites de nucléation de ces germes aux dépens du liquide [19]. Lorsque la température est en deçà de la température du liquidus, l'alliage est dans un état de surfusion. Plus la surfusion est importante, plus la chance de former un germe est grande. Ainsi, plus la vitesse de refroidissement est élevée, plus il y a de grains de petite taille [19]. La grosseur des grains et leur quantité jouent un rôle important dans le comportement en fluage, cela sera décrit plus amplement plus loin. Généralement, le premier composé solide à se former est de l' Ag_3Sn et ensuite le Cu_6Sn_5 [12]. Ce qui réduit donc la composition en Ag et Cu dans la partie liquide restante. La température continue de décroître et la surfusion devient assez importante pour qu'il y ait germination de $\beta\text{-Sn}$. Les proportions de ces trois composants varient donc en fonction de la vitesse de solidification et de la composition initiale de l'alliage [20]. Certaines stratégies permettent de réduire et même supprimer la formation d' Ag_3Sn , tel que démontré par Kang & al. [21], notamment en réduisant le pourcentage d'Ag en bas de 2,7% atteignant une surfusion d'environ 20°C .

2.1.3 Microstructure et Macrostructure

La structure anisotrope du cristal de l'étain est tétragonale centrée. La Figure 2.3 montre cette structure; la dimension unitaire pour les axes a et b est de 0,58318 nm et 0,31819 nm pour l'axe c [22]. Combiné avec une faible quantité de grains à l'intérieur d'un C4 [20], l'orientation de ceux-ci devient donc importante. Bieler et al. ont étudié l'effet de l'orientation cristalline sur la réponse thermomécanique d'un alliage SAC [11]. Ils ont observé que les joints endommagés avaient une

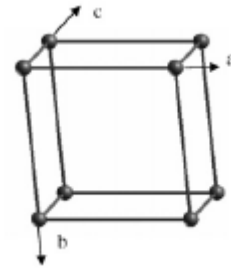


Figure 2.3 Structure tétragonale centrée de l'étain Beta

corrélation avec ceux dont leur orientation principale était l'axe c parallèle au substrat. Cet axe a un coefficient d'expansion thermique plus élevée créant un décalage maximal en cisaillement.

La taille et la forme des joints peuvent avoir une influence sur l'intégrité des C4. Celles-ci peuvent être modifiées en changeant le rapport en la taille des socles et le volume de brasures. Pour une taille de socle constante, un volume plus grand va avoir tendance à former une forme en tonneau. C'est sur ce sujet que l'étude de Liu et Lu porte, soit sur l'impact de la forme et de la hauteur des joints [23]. Leurs résultats montrent que la forme joue un impact sur l'initiation de fissure tandis que la hauteur joue un impact sur la propagation de fissures. Une forme de tonneau est plus susceptible à l'initiation de fissure comparativement à une forme en sablier. Les joints ayant une hauteur plus faible étaient, quant à eux, plus susceptibles à propager une fissure. Peng et al. ainsi que Liu et Chiang ont confirmé dans leurs études qu'une hauteur de brasures plus grande était favorable pour la fiabilité des joints [24] [25].

2.1.4 Température

En plus d'être un facteur important dans la solidification, la température joue un rôle dans la modification des propriétés. Le dégagement de chaleur par perte résistive lors du test électrique occasionne une augmentation de la chaleur. Dans le cadre de ce projet, deux propriétés des matériaux seront analysées, le module de Young et la limite d'élasticité, ces propriétés sont dépendantes de la température de l'élément, et les températures atteintes affectent significativement les joints de soudure à base d'étain.

Nguyen, Yu et Park ont étudié la variation du module de Young sur trois alliages de SAC (105, 305 et 405) [26]. Ils ont effectué leurs tests sur des assemblages comportant une matrice 10 X 10 de BGA. Cela permet donc d'avoir une moyenne statistique isotrope de l'alliage. Leurs résultats ont montrés que la valeur du module de Young E diminue en fonction de la température T en Celsius. L'équation (2.1) illustre ce comportement pour du SAC305. Les autres alliages sont similaires à quelques constantes près.

$$E(T) = 108,32 - 0,7911T + 0,0013T^2 \quad (2.1)$$

À 25°C, le module d'élasticité vaut 96,7GPa, tandis qu'à 120°C il est de seulement de 32,1GPa. L'étude prend en compte les joints au complet et non seulement la masse d'étain. L'effet des intermétalliques, qui sont plus rigide, est donc pris en compte. Ceci peut expliquer pourquoi certaines valeurs de la littérature montrent un étendu plus bas (60 GPa à 30 GPa) [27].

Jun et al. [28] ont aussi testé la variation de température sur le module de Young du SAC405. L'équation (2.2) illustre leur résultat.

$$E(T) = 44,671 - 0,14603T \quad (2.2)$$

À 25°C, le module d'élasticité vaut 41,0GPa, tandis qu'à 120°C il est de seulement de 27,1GPa. Ces résultats concordent avec l'ensemble de la littérature [27].

La Figure 2.4 [12] présente la variation de la limite d'élasticité en fonction de la température selon différents alliages riches en étain. Les alliages SAC205 ou SAC305 ne sont pas représentés, mais il est facile de voir que le comportement de tous les alliages représentés suit la même tendance. Avec le SAC387 étant le plus près, il peut être assumé que la limite

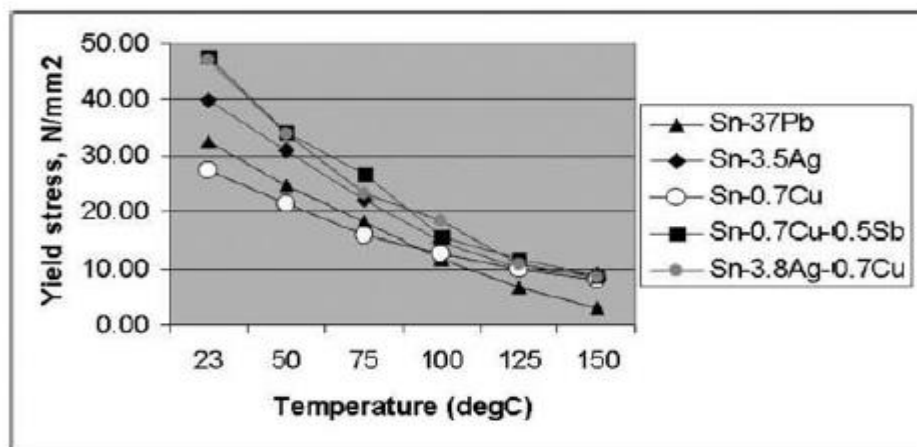


Figure 2.4 Limite d'élasticité de différents alliages d'étain en fonction de la température.

d'élasticité du SAC205 et SAC305 seront aux alentours de 48 MPa à température ambiante et environ 12 MPa à 120°C.

2.2 Renforts

Les tests électriques servent à s'assurer que les connections des soudures après assemblage assurent une bonne conductibilité électrique. Il peut y avoir des problèmes de ponts, de joints ouverts et des fissures ou délamination (« *white bumps* »). Des dommages résultant de la transmission des contraintes des brasures à la puce [14]. Lors des tests électriques typiques aux modules de type SCM, il y a présence d'underfill et parfois de capot afin de protéger les C4, la puce et toutes autres composantes sur le laminé. L'underfill est bien connu pour redistribuer les contraintes loin des C4 et améliorer grandement la vie en fatigue des brasures [29] [30]. Le capot quant à lui permet de protéger les puces de l'environnement, des manipulations, des tests, etc. [31].

Lors du projet, qui simulent un test électrique visant les modules de type MCM et le besoin potentiel d'une réusinage subséquent, une force est appliquée directement sur les puces sans capot et sans underfill; le renfort fourni par ces deux éléments ne sera pas présent. Il est donc important de comprendre comment une sollicitation mécanique peut affecter les assemblages, autant au niveau de la puce que des C4.

2.2.1 Sollicitation mécanique sur une puce sans capot

Une étude concernant les tests de compressions sur une puce sans capot avec underfill a été menée par Ho et al. en 2014 [32]. Le but de leur expérience était de savoir si la force appliquée lors de l'installation d'un dissipateur de chaleur endommageait l'assemblage. En plus d'avoir présence d'underfill, leur assemblage avait des billes de brasures sous le laminé (BGA). La Figure 2.5 [32] montre le montage de leur expérience. Trois types de test ont été fait, le premier appliquait une force normale, le deuxième appliquait une force sur un substrat incliné selon une direction et pour le troisième, le substrat était incliné selon deux directions perpendiculaires.

Les résultats du déplacement en fonction de la force normale ont démontrées qu'aux alentours de 2000 N la raideur du module augmentait et ce dû à la déformation plastique des BGA. Toutefois, aucun défaut n'a été révélé avant 5000 N par l'inspection au CSAM ou par la découpe transversale, que ce soit dans les billes de brasures, la puce, la couche diélectrique, l'underfill ou le substrat. Lorsqu'un angle d'inclinaison était appliqué à la puce, des défauts sont apparus. La plupart des tests ont causé un craquement de la puce à différent degré de sévérité. Les défauts dans la puce commencent aux alentours de 1000 N, ce qui est loin du 5000 N de la force normale. Lorsque le substrat est incliné selon deux angles, les résultats vont dans le même sens que le précédent, mais cette fois, à seulement 150 N les défauts commencent à être significatifs. Par contre, dans les trois types de tests, les C4 n'ont subis aucune déformation ou défaut, et ce, grâce à l'underfill.

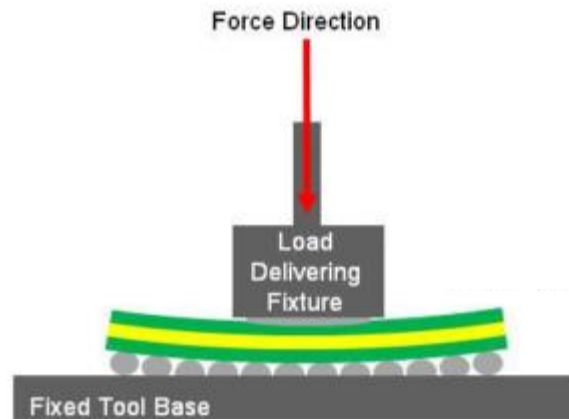


Figure 2.5 Représentation du test effectué par Ho, Wang, Johnson et Berry

En somme, la force normale pouvant être appliquée sans causer de craquement d'une puce sans capot avec underfill s'avère très grande. Toutefois, une inclinaison d'un côté diminue cette force considérablement et encore plus lorsque qu'il y a une inclinaison sur deux côtés. L'underfill a montré qu'il protégeait bien les C4, mais laisse croire que les effets d'une force inclinée sont transmis à la puce.

Dans la même veine d'idée, Low, Singh et Hariharan en 2013 ont étudié les effets mécaniques de l'installation d'un dissipateur de chaleur directement sur une puce sans capot [33]. Le montage de l'expérience est illustré à la Figure 2.6 [33]. Les résultats ont montré qu'en appliquant jusqu'à 2X la force nominal d'installation, aucun défaut n'est apparu. À partir de 2,75 X, la puce s'est fissurée. L'inspection des pièces soumises à cette force n'a pas permis de

détecter des délaminations au niveau de l'underfill et de la couche diélectrique. En plus de seulement appliquer une force, un test de conductivité électrique a été fait. Les modules ayant subi jusqu'à 2X la force nominale de compression ont passé avec succès les critères de test électrique, toutefois une application de 2.75 X la force nominale a résulté à des dommages mécaniques car la puce comportant des fissures sur le dessus du silicium

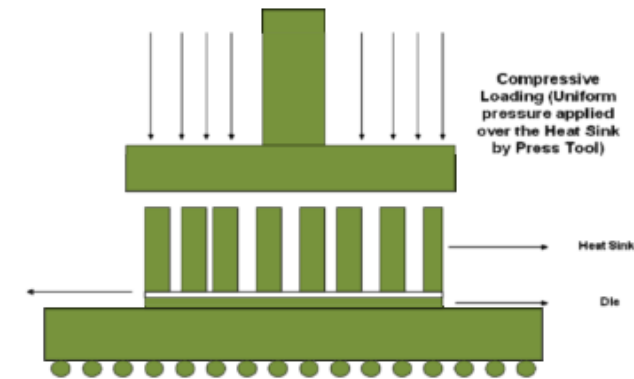


Figure 2.6 Force de compression sur une puce sans capot

Gupta, O'Connor et Pilch ont évalué l'impact de la force de thermocompression lors du collage en présence d'un underfill pré-appliqué (NCP) sur l'intégrité des couches diélectriques [34]. Ils ont trouvé qu'avec la variation d'échelle entre les quelques millimètres de la puce, les dizaines de microns des C4 et les centaines de nanomètres du BEOL, il devient difficile de localiser les défaillances. Ils ont toutefois réussi à trouver que la force de compression lors du collage et les tailles des socles étaient les facteurs clés qui impactaient les modes de défaillance. Lors des tests électriques, les C4 ne seront pas fondus comme dans le collage par thermocompression, ainsi l'assemblage sera moins souple et il y a des risques de défaillance dans les couches diélectriques puisque les contraintes y seront transmises plus facilement.

Sathanantham, Foo et Oh ont réalisé une étude sur la fragilité des puces sans capot ayant de micros défauts [31]. Ces défauts pourraient être issus des différents processus d'assemblage, dont le découpage et le ramassage des pastilles de silicium, ou tout simplement de particules de l'environnement déposés ou incrustés sur la surface du Silicium. Les résultats montrent que sans défaut la résistance du silicium de la puce à chargement en flexion est de 167 MPa et que cette valeur diminue à 130 MPa pour un défaut de 5 μm de profondeur. Il est donc important de s'assurer de l'état des puces avant de faire des tests électriques sans capot puisque ceux-ci

pourrait nuire à l'intégrité de l'assemblage. De plus, une force de compression à angle est similaire à une flexion, ce qui laisse croire que le silicium de la puce est à risque de se fissurer.

Ces études démontrent que les assemblages sans capot sont sujets à certains défauts, autant au niveau de la puce que des brasures non-renforcés ou encore des couches diélectriques. De plus, les observations de déformations des BGA propose qu'un niveau de déformation des C4 non-renforcés serait possible.

2.2.2 Sollicitation mécanique sur une puce sans underfill

Stepniak a étudié l'impact d'une sollicitation mécanique induite par la flexion sur une puce sans underfill [35]. Les résultats ont montrés que des fissures apparaissaient au niveau de l'intermétallique du côté de la puce. Après la flexion, de l'underfill a été appliqué afin de faire des tests de fiabilités. Le taux de mortalité infantile était plus grand dans ce cas, mais la défaillance par usure n'était pas changée. Les C4 étaient fait d'un eutectique Pb-Sn, mais l'auteur a aussi fait des tests préliminaires sur un alliage quasi-eutectique de Sn-Ag-Cu. Il conclut qu'étant donné la nature plus fragile du SAC, il faut moins de moment de force pour engendrer des fissures dans l'intermétallique.

2.3 Déformation et Fluage

Lors de l'application d'une force constante dans le temps sur un matériau, celui-ci peut se comporter de manière viscoélastique ou viscoplastique. Une variation de la température vient modifier ces comportements. Une augmentation de la température marque l'élévation de l'agitation thermique des atomes et de la diffusion de ceux-ci. Ceci provoque une augmentation de la vitesse de déformation du matériau.

2.3.1 Viscoélasticité

Suite à une contrainte, plusieurs matériaux subissent, en suivant la loi de Hooke, une déformation élastique instantanée. Il s'ensuit une déformation élastique différée, soit la viscoélasticité. Lors du retrait de la contrainte, le même phénomène réversible peut être observé. Le tout est illustré à la Figure 2.7, tirée de [36]. Il est possible de représenter ce comportement par un modèle simple. La Figure 2.7 présente le modèle de Zener constitué d'un ressort en parallèle avec un amortisseur relié par un autre ressort. Celui-ci permet de bien représenter le comportement viscoélastique.

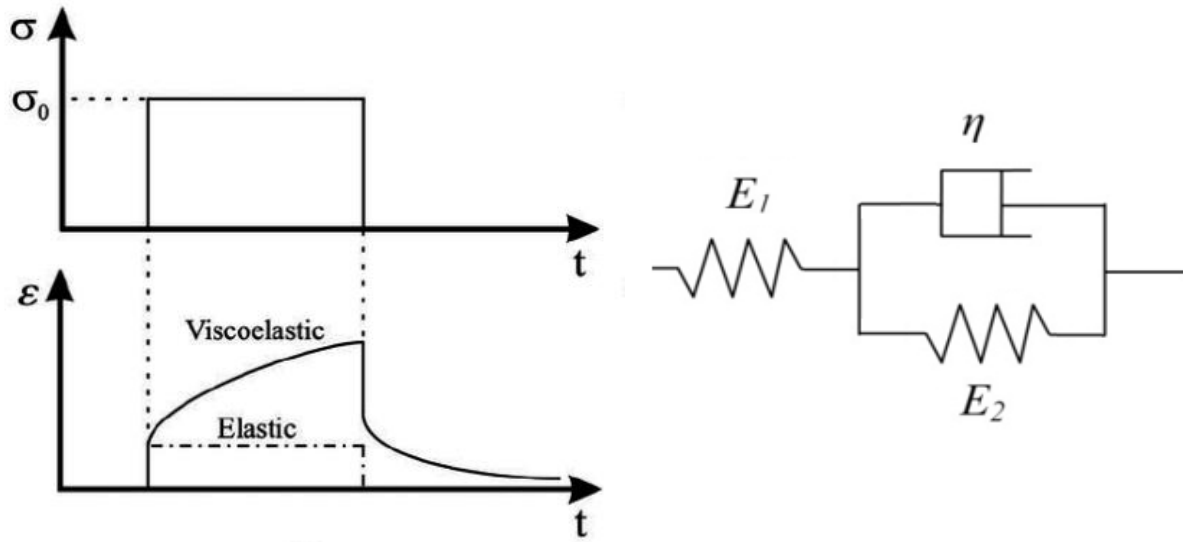


Figure 2.7 Comportement viscoélastique du modèle de Zener.

Les ressorts s'étirent instantanément lors de l'application d'une force, tandis que l'amortisseur s'étire en différé. Le ressort peut être modélisé par la loi de Hooke :

$$\sigma = E \cdot \epsilon \quad (2.3)$$

Tandis que l'amortisseur peut être modélisé par la relation suivante :

$$\sigma = \eta \cdot \dot{\epsilon} \quad (2.4)$$

En intégrant cette dernière équation et en ajoutant tous les éléments du modèle de Zener, on obtient la relation suivante pour la déformation d'un matériau dans le temps.

$$\epsilon(t) = \frac{\sigma}{E_1} + \frac{\sigma}{E_2} \left(1 - \exp\left(-\frac{E_2 t}{\eta}\right) \right) \quad \text{pour } t_0 < t \leq t_1 \quad (2.5)$$

$$\epsilon(t) = \left(\epsilon_{t_1} - \frac{\sigma}{E_1} \right) \cdot \exp\left(-\frac{E_2(t - t_1)}{\eta}\right) \quad \text{pour } t > t_1 \quad (2.6)$$

Lorsque t tends vers l'infinie, la déformation vaut 0, ce qui montre bien un comportement élastique. Un comportement viscoélastique est visible plus fréquemment dans les caoutchoucs. Dans les métaux, il est plus rare de rester seulement dans le domaine élastique, on parlera plutôt de viscoplasticité.

2.3.2 Viscoplasticité

Un matériau soumis à une contrainte qui dépasse la limite d'élasticité ne retrouvera pas sa longueur initiale; il s'agit de viscoplasticité. La Figure 2.8, tiré de [37], montre ce comportement. Afin de modéliser ce comportement, il faut ajouter un amortisseur en série au ressort 1 du modèle de Zener. Ce modèle se nomme le modèle de Burgers et est illustré à la Figure 2.8.

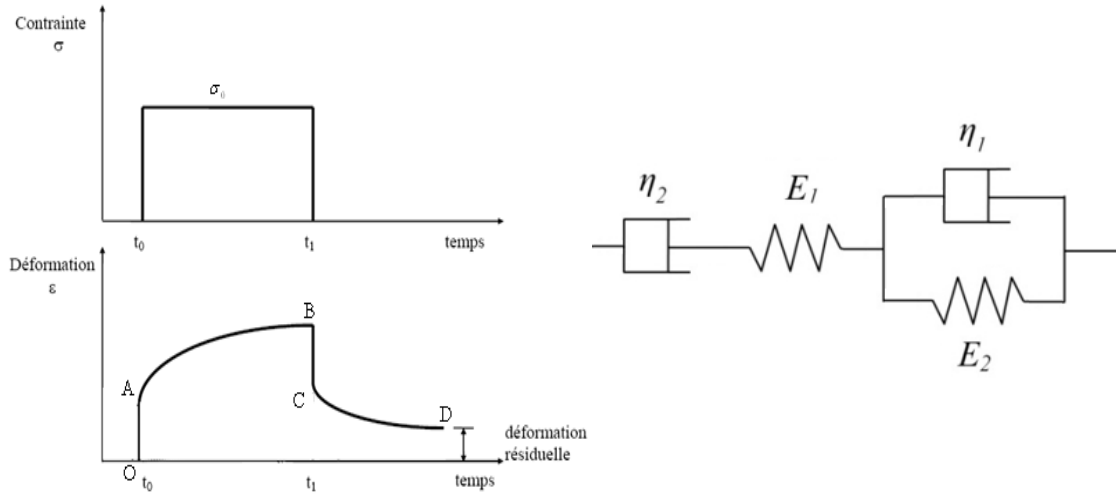


Figure 2.8 Comportement viscoplastique du modèle de Burgers

En principe, dans le modèle, la déformation plastique résultante est seulement due au deuxième amortisseur. La déformation dans le temps prend la forme suivante :

$$\epsilon(t) = \frac{\sigma}{E_1} + \frac{\sigma t}{\eta_1} + \frac{\sigma}{E_2} \left(1 - \exp\left(-\frac{E_2 t}{\eta_2}\right) \right) \text{ pour } t_0 < t \leq t_1 \quad (2.7)$$

$$\epsilon(t) = \frac{\sigma t_1}{\eta_1} + \left(\epsilon_{t_1} - \frac{\sigma}{E_1} \right) \cdot \exp\left(-\frac{E_2 (t - t_1)}{\eta_2}\right) \text{ pour } t > t_1 \quad (2.8)$$

Lorsque t tends vers l'infinie, la déformation vaut $\frac{\sigma t_1}{\eta_1}$ ce qui montre bien le caractère plastique du modèle de Burgers. Ce comportement se manifeste principalement dans les plastiques et dans le cas de fluage des métaux.

2.3.3 Le fluage dans les matériaux métalliques

Le fluage décrit la tendance d'un solide de subir une déformation sous contrainte dans le temps en deçà de sa limite d'élasticité et est considéré dans les métaux lorsqu'on opère au-delà de 0,5 fois sa température de fusion en degré K. En deçà de cette température, la diffusion des atomes est trop faible pour être considérée. Il y a quatre paramètres à prendre en considération lors du

fluage, soit les propriétés des matériaux, la contrainte appliquée, le temps d'application de la contrainte et la température d'application.

La contrainte appliquée apporte l'énergie requise au système pour permettre le déplacement des dislocations. Plus il y a de dislocations, plus elles interagissent entre elles, diminuant ainsi leur mouvement jusqu'à l'arrêt des déformations plastiques; ce qui est mieux connu sous le nom de consolidation.

La température, quant à elle augmente la mobilité des dislocations grâce à l'augmentation de l'agitation thermique et de la réduction des contraintes de frictions dans le réseau cristallin. La température favorise les mécanismes de restauration. Ce phénomène se nomme l'adoucissement. La contrainte et la température interagissent pour former un équilibre dynamique entre la consolidation et l'adoucissement. Ceci peut mener à la rupture du matériau si la contrainte est maintenue assez longtemps.

Les tests de tractions faits sur des éprouvettes permettent de voir ce comportement et surtout de voir trois phases distinctes. La Figure 2.9 [38] montre deux courbes de fluages faites à deux températures différentes. La courbe T_2 est à température plus élevée ce qui augmente la vitesse de déformation. La phase I, appelée fluage primaire, est caractérisé par une décroissance de la vitesse de déformation en raison de la plus grande quantité de consolidation par rapport à l'adoucissement du matériau. La phase II, dite

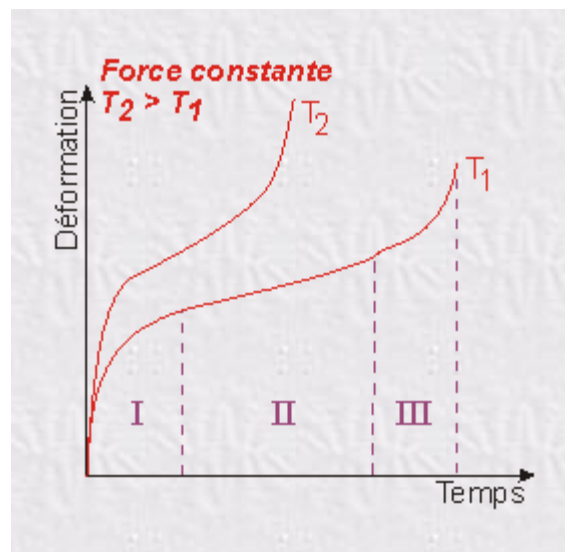


Figure 2.9 Courbe de fluages pour une même contrainte et à deux températures différentes.

fluage secondaire, consiste en l'équilibre dynamique entre la consolidation et l'adoucissement qui est caractérisée par une vitesse de déformation constante. Le fluage tertiaire (phase III) quant à lui subit une accélération de la déformation en raison de l'apparition de pores et de striction qui ne s'applique pas dans le cas de l'application d'une force de compression.

2.3.4 Les défauts

Afin de bien comprendre le fluage, il faut tout d'abord connaître les processus fondamentaux qui régissent les déformations des métaux. Un cristal, typique de la structure des métaux, peut

être idéalisé comme ayant une structure parfaite formée par une répétition d'une maille élémentaire [19]. Or, cela n'arrive jamais en pratique et plusieurs défauts peuvent survenir. Certaines propriétés du matériau sont fonction de la structure cristalline et ainsi des défauts.

Défaut sans dimension

Le premier type est les défauts sans dimension ou ponctuels. La Figure 2.10 [39] présente les principaux défauts dans une structure cristalline. Une lacune correspond à un atome manquant à un nœud du réseau. Les lacunes (A) permettent la diffusion à l'état solide des atomes. Les atomes interstitiels (B) sont, à l'inverse des lacunes (A), un atome supplémentaire dans le réseau. Il peut être de même nature, on parle d'atome auto-interstitiel (B'), ou étranger. Les atomes de substitution (C et C') prennent place à un nœud du réseau. Comme chaque atome n'a pas le même rayon atomique, ceux-ci créent des distorsions élastiques locales. Les défauts interstitiels et de substitutions sont importants au niveau de la constitution de l'alliage.

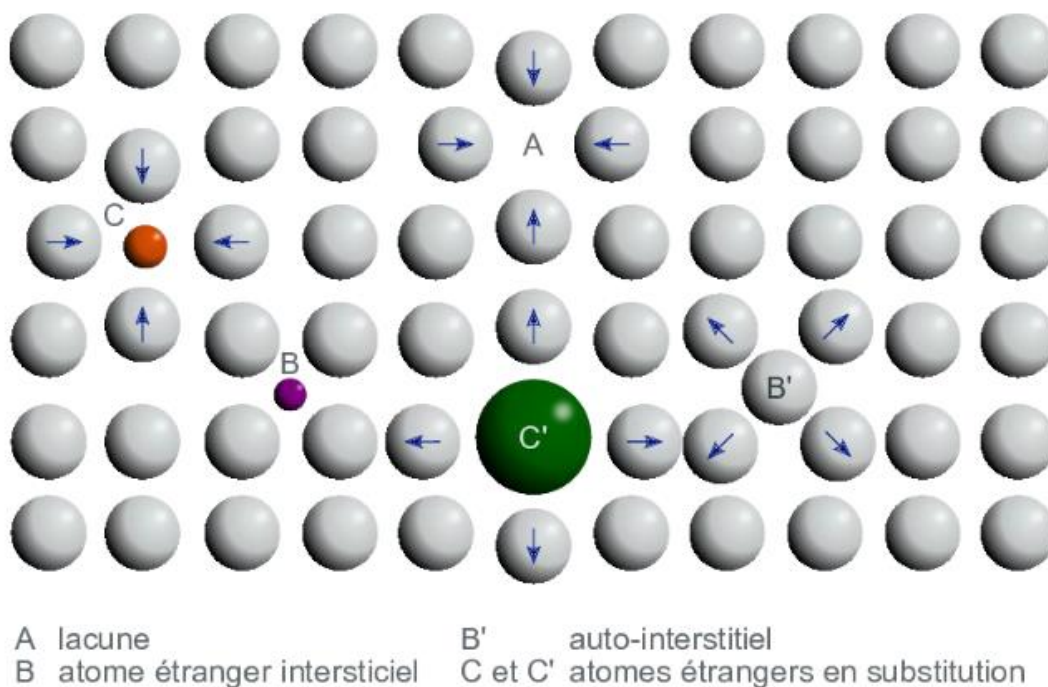


Figure 2.10 Principaux défauts sans dimension dans une structure cristalline.

La quantité de défauts ponctuels est fonction de la température selon la relation d'Arrhenius [19] [39].

$$n_f = N e^{-\frac{Q_f}{kT}} \quad (2.9)$$

Où :

n_f : nombre de défauts dans un ensemble de N atomes à température T .

k : constante de Boltzman

Q_f : énergie de formation d'un défaut

Défaut à une dimension

Le deuxième type est les défauts à une dimension, ou défauts linéaires; ce sont les dislocations.

Il existe deux types, soit les dislocation-coin ou les dislocation-vis. La Figure 2.11 [39] représente ces types.

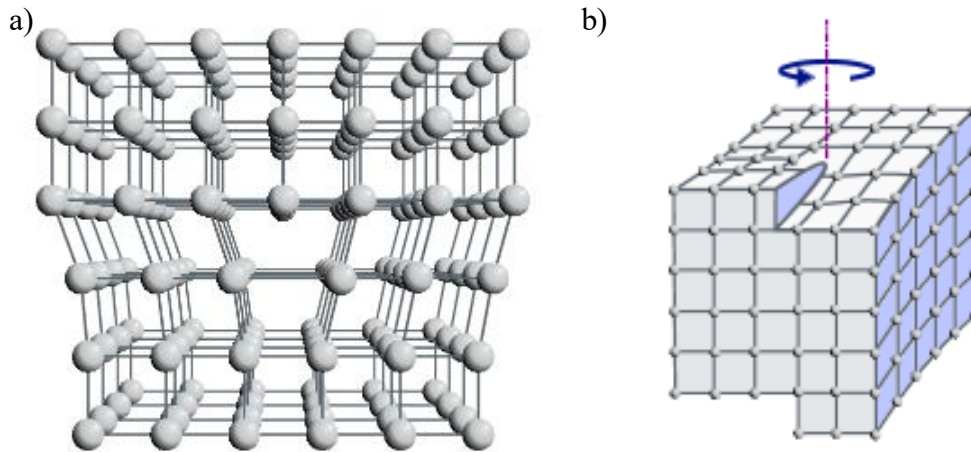


Figure 2.11 Schémas de dislocation. a) Dislocation-coin; b) Dislocation-vis

La dislocation-coin se caractérise par l'insertion d'un demi-plan dans le réseau cristallin parfait. La dislocation-vis se caractérise par le cisaillement du réseau en déplaçant l'un des bords d'une distance atomique. Ceci fait en sorte que les plans forment désormais un réseau hélicoïdal. Généralement, la dislocation a un caractère mixte (coin et vis). Le déplacement de ces défauts sous l'effet d'une contrainte est à l'origine de la ductilité des métaux.

Le mouvement d'une dislocation peut s'effectuer par glissement en propageant la déformation. Ceci nécessite peu d'énergie et se produit donc à température ambiante sous l'effet d'une contrainte. Il peut aussi y avoir des déplacements par montée qui nécessitent beaucoup d'énergie en faisant intervenir des lacunes et des défauts interstitiels qui sont actifs thermiquement. Ces mécanismes sont partie intégrante du phénomène de fluage.

Défaut à deux dimensions

Les défauts de surfaces, aussi appelé à deux dimensions, sont le troisième type. Eux aussi se subdivisent en deux catégories : soit les joints de grains et les macles. Les matériaux sont constitués de plusieurs grains (monocristaux) dont la taille varie en fonction de leur historique de fabrication et de chargement [40]. Les surfaces entre deux grains sont les joints de grains.

Dans un joint, les atomes prennent dans une position intermédiaire entre les nœuds des réseaux adjacents. La liaison atomique n'est toutefois pas rompue et cela n'affaiblit pas le métal [19]. La Figure 2.12, tirée de [41] représente des grains et leurs joints. Les joints de grains peuvent servir de générateur ou de pièges aux défauts ponctuels et aux dislocations. Les lacunes s'éliminent plus facilement aux joints de grains, tandis que les dislocations peuvent être induites par les joints sous l'effet d'une contrainte ou voir leurs mouvements bloqués [39]. Les macles sont les défauts d'empilement des différents plans dans un grain. Ceci change l'orientation cristallographique et ainsi les propriétés locales du grain [42].

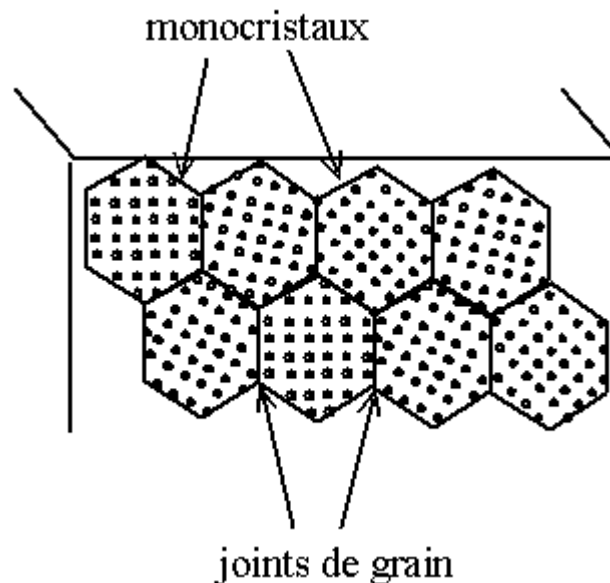


Figure 2.12 Représentation des monocristaux et des joints de grain.

Défaut à trois dimensions

Le dernier type de défauts est ceux à trois dimensions. Ils surviennent lorsqu'une partie du réseau cristallin est remplacée par un autre composé. Il peut s'agir d'un précipité ou d'une inclusion. Les précipités sont des particules solides de phases différentes de l'alliage. Ils peuvent être cohérents ou incohérents avec la matrice du cristal. Les inclusions sont des impuretés issues de l'état liquide du métal. Les propriétés mécaniques sont grandement influencées par la quantité et la taille des précipités et inclusions [19] [39] [13].

2.3.5 Mécanismes de fluage

La déformation des métaux peut se faire de différentes façons en incluant les défauts précédemment expliqués. La Figure 2.13 est une représentation schématisque des modes de déformation selon Ashby [39]. La section 3 représente la déformation élastique qui opère lors

de faibles contraintes et températures. La section 4 représente des déformations plastiques engendrées par des dislocations causées par des contraintes au-dessus de la limite d'élasticité. Lorsque la température est assez élevée, il y a présence de fluage. La section 1 se produit lorsque les contraintes sont faibles. Ces mécanismes de fluage sont contrôlés par la diffusion des atomes aux joints de grains et sur les lignes de dislocations (1') ou dans le réseau (1''). Lorsque la contrainte augmente, des dislocations s'engendrent et provoquent des déformations par glissement ou par montée.

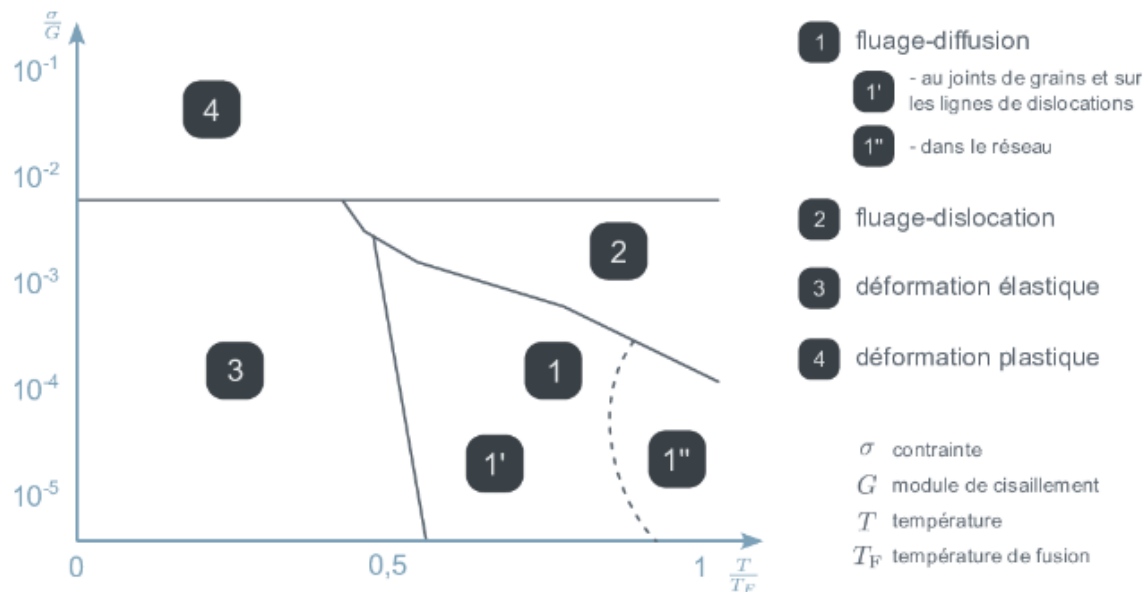


Figure 2.13 Représentation schématique d'une carte de déformation de Ashby.

L'équation empirique (2.10) de Dorn permet d'évaluer la vitesse de fluage secondaire $\dot{\epsilon}$ pour chacun de ces mécanismes.

$$\dot{\epsilon} = \frac{ADGb}{kT} \left(\frac{\sigma}{G} \right)^n \left(\frac{b}{d} \right)^p \quad (2.10)$$

Où :

A, n, p : constantes dépendantes du matériau et du mécanisme de fluage

D : coefficient de diffusion propre au mécanisme

G : module de Coulomb

b : vecteur de Burgers

k : constante de Boltzman

T : température absolue

σ : contrainte appliquée

d : taille des grains du matériau

Le coefficient de diffusion quant à lui peut se définir par la formule suivante.

$$D = D_0 e^{-\frac{Q}{RT}} \quad (2.11)$$

Où :

D_0 : facteur de fréquence

Q : énergie d'activation du mécanisme

R : la constante universelle des gaz

Les différents mécanismes seront détaillés en fonctions de ces deux dernières équations.

Coble et Nabarro-Herring

Les mécanismes de Coble et de Nabarro-Herring correspondent à du fluage par diffusion aux joints de grains et dans le réseau cristallin respectivement. Ces mécanismes sont représentés par la section 1' et 1'' dans la Figure 2.13. Cela provoque une elongation des grains dans l'axe de contrainte en cas de tension ou dans les axes transversaux en cas de compression. Le coefficient A de l'équation (2.10) vaut entre 30 et 50, n vaut 1 et p vaut 3 pour le fluage de Coble et A vaut entre 10 et 15, n vaut 1 et p vaut 2 pour le fluage de Nabarro-Herring [43] [44] [45]. Ainsi, la dépendance à la contrainte est faible et modérée par la taille des grains. La vitesse de fluage diminue lorsque la taille des grains augmente. La Figure 2.14 [43] montre la différence entre les deux modes de diffusion. La présence de lacunes est essentielle à la diffusion dans le réseau cristallin. Puisque le nombre de lacunes et la diffusion augmentent avec l'augmentation de

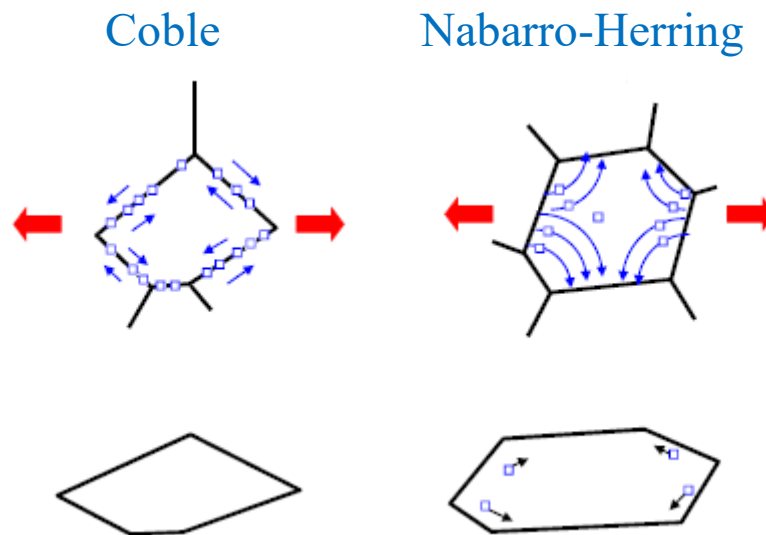


Figure 2.14 Représentation des mécanismes de diffusion de Coble et Nabarro-Herring.

température selon les équations (2.9) et (2.11), le fluage de Nabarro-Herring domine à forte température.

Harper-Dorn

Le fluage de Harper-Dorn est contrôlé par des montées de dislocations à de faibles contraintes. Ce mécanisme a d'abord été observé dans l'aluminium en ensuite dans d'autres métaux dont l'étain et dans la céramique [46] [47]. Ce mécanisme n'est pas influencé par la taille des grains et requiert un faible taux de dislocations pour se produire. Le coefficient A de l'équation (2.10) vaut environ 3×10^{-10} , n vaut 1 et p vaut 0 [44] [45]. Cela suggère que c'est un mécanisme qui est contrôlé par le mouvement des dislocations [48]. Toutefois, l'énergie d'activation est semblable à celle des fluages par diffusion, ce qui laisse croire que les montées s'effectuent grâce à la diffusion des lacunes inter-dislocations. Ceci fait en sorte que la quantité de dislocations reste constante.

Glissement aux joints de grains

Le fluage par glissement aux joints de grains se fait en conjonction avec les mécanismes de Coble et de Nabarro-Herring. Une fois que les grains sont étirés, ceux-ci glissent afin de combler les vides créés par la diffusion. La Figure 2.15 [43] illustre ce mécanisme qui permet au matériau de s'allonger sans modification de sa taille de grain. Le coefficient A de l'équation (2.10) vaut 200, n vaut 2 et p vaut 3.

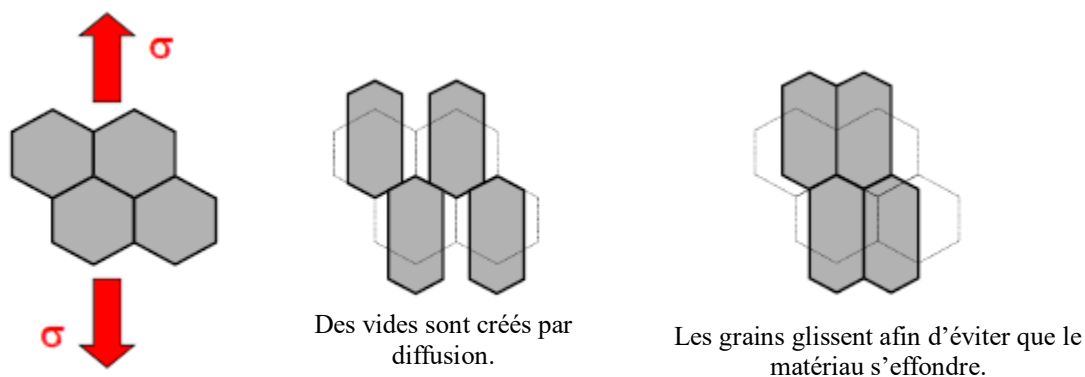


Figure 2.15 Représentation du mécanisme de glissement.

Glissement assisté par montée

Le fluage par la montée des dislocations se produit en présence d'obstacle comme un précipité. Afin, de franchir l'obstacle, il doit y avoir présence d'une lacune. La vitesse de propagation dépend de la contrainte appliquée, de la température ainsi que de la quantité et de la taille des obstacles. En effet, plus il en y a, plus les dislocations sont freinées et plus ils sont gros, plus la montée est grande réduisant ainsi la vitesse. Avant la montée, la dislocation se propage par glissement à l'intérieur du réseau et voit son plan de glissement changer après la montée. La Figure 2.16 [43] illustre le principe de ce mécanisme. Étant donné que plusieurs facteurs influencent le mécanisme, n dans l'équation (2.10) peut prendre plusieurs valeurs allant de 3 à 8, tandis que p vaut toujours 0 et A vaut environ 10^8 [43] [44].

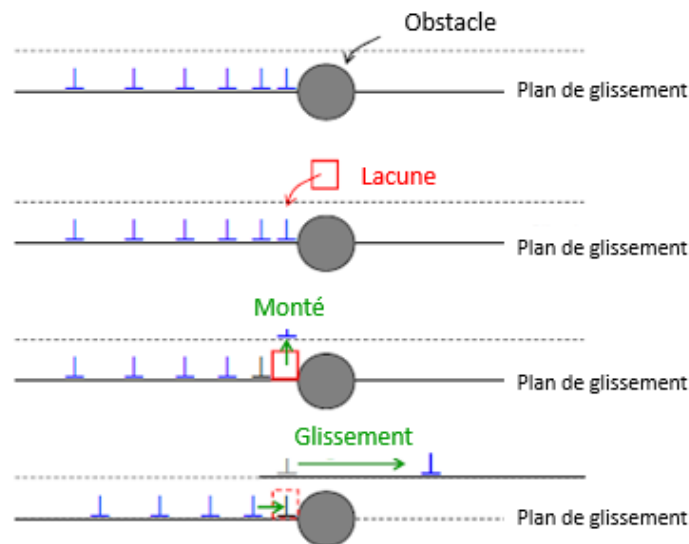


Figure 2.16 Schématisation du mécanisme de fluage de montée assistée par glissement.

Le Tableau 2.2 résume les différentes valeurs de A , n et p en fonction des différents mécanismes de fluage.

Tableau 2.2 Résumé des valeurs de A , n et p des différents mécanismes de fluage

Mécanisme	Favorisé par	A	n	p
<i>Coble</i>	Faible contrainte, petite taille de grain et température modéré	30-50	1	3
<i>Nabarro-Herring</i>	Faible contrainte, grande taille de grain et haute température	10-15	1	2
<i>Harper-Dorn</i>	Faible contrainte et faible taux de dislocations	3×10^{-10}	1	0
<i>Glissement aux joints de grains</i>	Mêmes conditions que Coble et Nabarro-Herring	200	2	3
<i>Glissement assisté par montée</i>	Haute contrainte	10^8	3-8	0

En réalité, la dominance d'un mécanisme sous certaines conditions ne signifie pas l'exclusivité de celui-ci et ces mécanismes ne sont pas indépendants, il devient donc difficile d'avoir une équation qui représente adéquatement le fluage secondaire. L'équation (2.12) représente théoriquement $\dot{\epsilon}_t$ le fluage secondaire total de tous les mécanismes de fluage.

$$\dot{\epsilon}_t = \dot{\epsilon}_{Co} + \dot{\epsilon}_{NH} + \dot{\epsilon}_{HD} + \dot{\epsilon}_{GBS} + \dot{\epsilon}_M \quad (2.12)$$

Où :

$\dot{\epsilon}_{Co}$: fluage de Coble

$\dot{\epsilon}_{NH}$: fluage de Nabarro-Herring

$\dot{\epsilon}_{HD}$: fluage de Harper-Dorn

$\dot{\epsilon}_{GBS}$: fluage par glissement aux joints de grains

$\dot{\epsilon}_M$: fluage par glissement assisté par montée

2.3.6 Équations constitutives des alliages SAC

Comme mentionné précédemment, la matrice de l'étain est anisotrope et donc les glissements à l'intérieur de la matrice seront différents en fonction de l'axe du glissement. De plus, la faible quantité de grains ne permet pas d'assumer que l'arrangement aléatoire des grains constitue une moyenne statistique isotrope. La taille des grains varie en fonction de leur quantité pour un volume donné et cela peut être influencé par la recristallisation qui sera abordé un peu plus loin, ce qui influence les mécanismes de Coble et Nabarro-Herring. Étant donné la complexité des

mécanismes par rapport aux nombreux paramètres qui les affectent, plusieurs équations empiriques existent afin de prédire adéquatement le comportement en fluage de l'alliage SAC305. Les modèles de Garofalo et de Weertman seront présentés.

Garofalo

Ce modèle utilise un sinus hyperbolique tel que décrit par l'équation (2.13).

$$\dot{\epsilon} = A(\sinh(\alpha\sigma))^n e^{-\frac{Q}{RT}} \quad (2.13)$$

Les paramètres sont les mêmes qu'aux équations (2.10) et (2.11), en plus de la constante α du modèle. Ce modèle est utilisé pour représenter un alliage sans considérer ses intermétalliques [13] ou aussi en considérant un précipité de Ag_3Sn avec deux rayons différents (28nm, 30nm) [42].

Weertman

Ce modèle [13], décrit par l'équation (2.14), utilise deux lois de puissances afin de représenter l'impact des différents niveaux de contraintes et, par le fait même, différents mécanismes sur le fluage secondaire en cisaillement $\dot{\gamma}$.

$$\dot{\gamma} = A_L \left(\frac{\tau}{G(T)} \right)^{n_L} e^{-\frac{Q_L}{RT}} + A_H \left(\frac{\tau}{G(T)} \right)^{n_H} e^{-\frac{Q_H}{RT}} \quad (2.14)$$

Les paramètres sont les mêmes qu'aux équations (2.10) et (2.11), tandis que τ est la contrainte en cisaillement et les indices L et H représente les niveaux faibles (Low) et élevés (High) de contraintes respectivement.

Le Tableau 2.3 présente les valeurs des constantes utilisées dans ces modèles de fluage secondaire.

Tableau 2.3 Constante des modèles de fluage secondaire






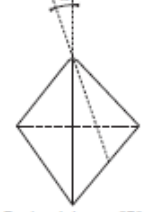
<i>Modèle</i>	<i>A</i>	<i>Q</i> (kJ/mol)	<i>n</i>	<i>α</i> (MPa) ⁻¹
<i>Garofalo sans IMC</i>	6.07	55,8	2,3	0,18
<i>Garofalo avec Ag3Sn de 28 nm de rayon</i>	20E3	48	5,9	0,18
<i>Garofalo avec Ag3Sn de 30 nm de rayon</i>	492E3	48	9,5	0,15
<i>Weertman</i>	<i>Faible contrainte</i>	11E9	3,4	-
	<i>Contrainte élevé</i>	13E35	11	-

2.4 Nanoindentation

Comme mentionné dans la section des propriétés des C4, les propriétés varient en fonction du pourcentage d'élément présent dans sa composition. Les BGA sont souvent faits de SAC305 et sont rarement renforcés par un underfill, donc plusieurs articles traitent de ce type d'alliage et de son comportement en fluage. Or, les C4 utilisés dans ce projet sont composés de Sn-1,4Ag avant la jonction au laminé et sont plus petits que les BGA. Ces propriétés seront donc différentes que celles dans la littérature. Ainsi, il faut prendre les équations de Garofalo (2.13) et Weertman (2.14) présentées ci-haut comme guide sans nécessairement trop s'y fier. Des données plus adéquates seront nécessaires afin d'avoir un modèle en fluage plus juste.

La nanoindentation est une technique de caractérisation des matériaux à l'échelle nanométrique qui permet d'obtenir plusieurs propriétés mécaniques en plus de pouvoir faire des essais de fluage. L'obtention des propriétés mécaniques se fait en relation avec la géométrie de l'indenteur et la force appliquée. Le Tableau 2.4 [49] montre les différentes géométries couramment utilisées. Les propriétés mécaniques pouvant être obtenues d'un essai sont la dureté H , la limite d'élasticité σ_y , le module de Young E , l'énergie d'activation Q et l'exposant n des mécanismes de fluage. Les équations suivantes montrent comment obtenir ces propriétés [50] [51] [52] [53] [54] [55].

Tableau 2.4 Différents types d'indenteur

Pénétrateur	Brinell	Rockwell		Vickers	Knoop	Berkovich
Nature	Acier trempé ou carbure de tungstène	Diamant	Acier trempé	Diamant	Diamant	Diamant ou carbure
Forme	Sphère	Cône	Sphère	Pyramide à base carrée	Pyramide à base losange	Pyramide à base triangulaire
Dimensions	 $D = 10 \text{ mm} ;$ $5 \text{ mm} ; 2,5 \text{ mm} ;$ 1 mm	 $\theta = 120^\circ$	 $D = 1/16'' (1,587 \text{ mm})$ $D = 1/8'' (3,175 \text{ mm})$	 $\theta = 136^\circ$	 $\alpha = 130^\circ$ $\theta = 172^\circ 30'$	 Berkovich $\alpha = 65^\circ$ Berkovich modifié $\alpha = 65,27^\circ$

$$H = \frac{P_{Max}}{A_p} \quad (2.15)$$

$$\sigma_y \approx \frac{H}{3} \quad (2.16)$$

$$E = \frac{1 - \nu^2}{\frac{1}{E_r} - \frac{1 - \nu_i^2}{E_i}} \quad (2.17)$$

$$\dot{\epsilon} = \frac{1}{h} \frac{dh}{dt} = A \sigma^n e^{-\frac{Q}{RT}} \quad (2.18)$$

$$n = \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln \sigma} \quad (2.19)$$

$$Q = -R \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \left(\frac{1}{T}\right)} \quad (2.20)$$

Où :

P_{Max} : force maximale

A_p : aire projetée

ν : coefficient de Poisson

h : profondeur de pénétration de l'indenteur

t : temps

Les indices i et r représente le module de l'indenteur et le module réduit. Le module réduit de Young correspond à la valeur lu par la machine. Or, cette valeur comprend la déformation de l'échantillon et de l'indenteur. C'est pourquoi il faut ajuster la valeur lu par la machine. Les autres paramètres sont les mêmes qu'aux équations (2.10) et (2.11).

Les modules de Young des alliages SAC305 de type BGA ou lingot reportés par les auteurs sont de $51,8 \pm 8$ GPa (Chromik et al. [50]), 47,1 GPa (Hasnine et al. [56]) à température ambiante et $36,16 \pm 3,21$ GPa à 80°C (Gao et al. [55]). Les duretés mesurées sont de $0,16 \pm 0,06$ GPa (Chromik et al. [50]), 0,26 GPa (Hasnine et al. [56]) à température ambiante et $0,181 \pm 0,006$ GPa à 80°C (Gao et al. [55]). Les exposants de fluage sont de 7,52 à température ambiante (Xu et al. [52]), 8,54 à 80°C (Gao et al. [55]), 6 à 25°C pour de faibles contraintes et 13 à 25°C pour de fortes contraintes (Kerr et Chawla [57]). Les énergies d'activation calculées sont de 6432,1 J/mol (Gao et al. [55]) à 80°C, 42000 J/mol à faible température (25-60°C) et 135 000 J/mol à haute température (90-130°C) (Kerr et Chawla [57]). Il est facile de remarquer que les valeurs varient beaucoup, autant d'un auteur à l'autre que d'une condition à l'autre. Il est donc important de s'assurer d'avoir les bonnes valeurs afin de bien comprendre le comportement d'un alliage.

2.5 Recristallisation

La recristallisation des alliages peut se faire à l'issue d'une sollicitation mécanique et thermique [19]. Cette recristallisation change la microstructure et les propriétés des joints, impactant le comportement en fluage. L'étude de Holdermann, Cuddalorepatta et Dasgupta vise à valider ces dires sur des BGA en SAC305 [58]. Ils ont trouvés que suite à une sollicitation mécanique cyclique, la recristallisation augmentait le nombre de grains et se produisait vers des sections avec plus de déformations et de concentration de contrainte. Étant donné la taille des BGA d'environ 200µm la recristallisation a pu créer un assez grand nombre de grains pour rendre la structure homogène, ce qui peut expliquer la variabilité des données des tests de fluage.

Yu et al. ont fait des tests similaires, mais sur un alliage de SAC105 sans dopant et avec 2 types de dopant [59]. Les mêmes conclusions sont tirés, soit que les contraintes thermiques et mécaniques induites à l'alliage augmentent la quantité de grain en réduisant la taille.

Sundelin, Nurmi et Lepistö ont étudié la corrélation entre la recristallisation des joints d'étain et la propagation des fissures [20]. Aussi, l'influence de la forme des joints a été observée sur la recristallisation. Les résultats ont montrés que la recristallisation s'initiait aux endroits de concentration de déformation comme un col, les régions étroites de soudures et autour des vides. La recristallisation active la propagation de fissures intergranulaires durant le cycle thermique. Les compositions hypoeutectiques recristallisent plus facilement que les compositions eutectiques ou hypereutectiques. Les C4 du projet sont constitués d'un alliage hypoeutectique.

Ces études démontrent qu'une sollicitation mécanique et thermique pourrait influencer directement la microstructure des C4 ainsi que leur comportement en fluage et leur susceptibilité aux fissures. Ceci est une préoccupation au niveau de la fiabilité des assemblages.

CHAPITRE 3. MÉTHODE EXPÉRIMENTALE

Cette section présente les tests de compression ainsi que les différentes techniques utilisées afin de caractériser les échantillons avant et après les tests de compression. Les tests se sont fait principalement au Centre de Collaboration MiQro Innovation (C2MI) à Bromont et partiellement à l'Institut interdisciplinaire d'innovation technologique (3iT) et centre de caractérisation des matériaux (CCM).

3.1 Tests de compression

3.1.1 Compression

Les tests de compression représentent le cœur du projet. Ils simulent la pression mise sur les puces lors des tests électriques. Pour ce faire, une machine de pression hydraulique est utilisée. Les assemblages sont placés sur une surface plane en dessous de la tête de pression telle qu'illustrée à la Figure 3.1a. Les laminés sont en contact avec la surface plane, tandis que la tête de pression repose sur la surface du haut de la puce. Avant d'effectuer les tests, il a fallu fabriquer des têtes de pression en fonction des cinq tailles de puces différentes. De plus, certains tests sont faits à température élevée en utilisant un four. Ce four recouvre la partie inférieure du

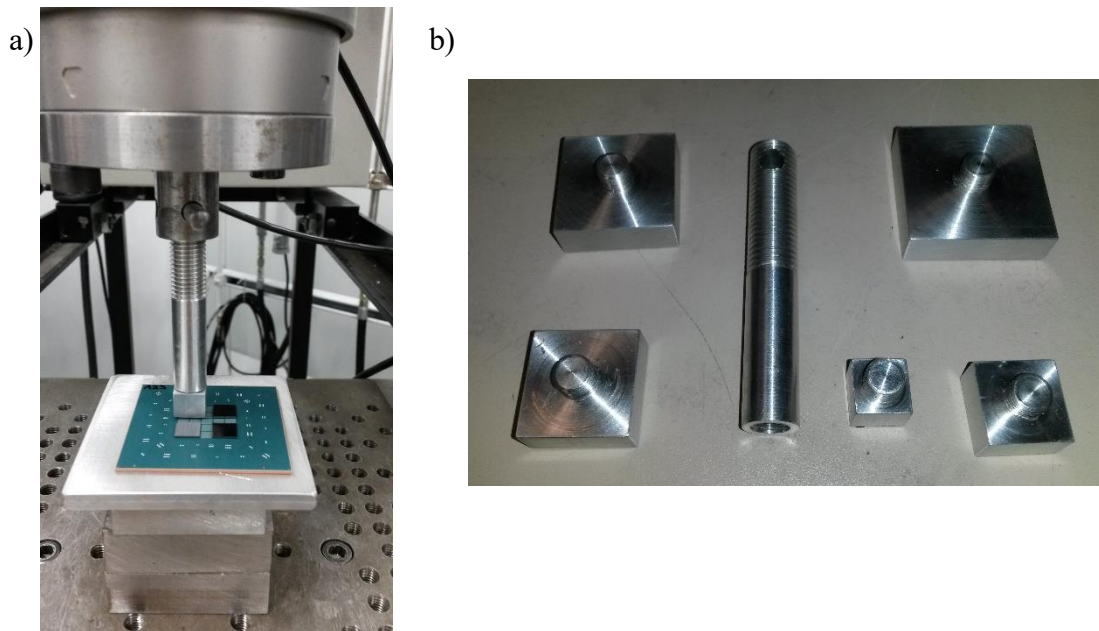


Figure 3.1 a) Exemple de pression exercée sur les puces ; b) Différents tailles de têtes de pression avec la tige

montage, en laissant les capteurs en dehors afin de pas les endommager par la chaleur. Toutefois, le montage faisait en sorte que la tige n'était pas assez longue pour appliquer de la pression et laisser les capteurs assez loin. Une tige supplémentaire a dû être fabriquée afin d'assurer la faisabilité du montage. Les têtes de pression ainsi que la tige fabriquées sont présentées à la Figure 3.1b.

La machine employée est l'Instron 8874. Elle permet l'utilisation de différente cellule de charge, variant de 890N à 8900N. La précision de la charge indiquée est de $\pm 0,5\%$. La tige peut se déplacer verticalement de -5 mm à 5 mm. La température peut aller de -100°C à 350°C avec une précision de $\pm 1\%$ après 10 minutes. Après une série de tests la tige s'est brisée et une seconde a été fabriquée. Cette nouvelle tige était désalignée lorsque son boulon de serrage était en place. Ceci créait un angle de contact inférieur à $3,5^{\circ}$ visible à la Figure 3.2.

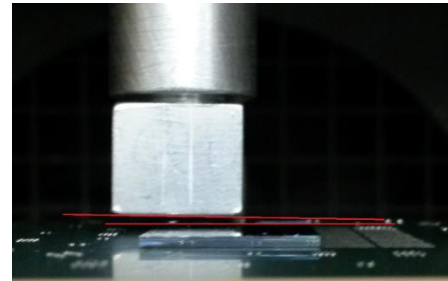


Figure 3.2 Angle de contact généré par le boulon de serrage

3.1.2 Matrice de test

Durant le projet, trois séries de tests ont été faits afin d'identifier les paramètres importants. Chaque série a été faite avec le même type de puces, de laminés et de C4. Les puces sont en silicium avec une épaisseur nominale de 0,787 mm. Les laminés organiques font 55 mm x 55 mm et ont une épaisseur nominale de 1,048 mm. Les C4 sont des alliages de SAC305 ayant environ $80\mu\text{m}$ de diamètre et une hauteur d'environ $60\mu\text{m}$. La pression habituelle appliqué lors des tests électriques se situent autour de 4,50 MPa.

La première série servait à caractériser les échantillons à température ambiante (Série A), le deuxième à température élevée (Série B) et le dernier en fiabilité (Série F). Cinq configurations différentes ont servis pour les tests et sont présentés à la Figure 3.3. Les paramètres de chaque

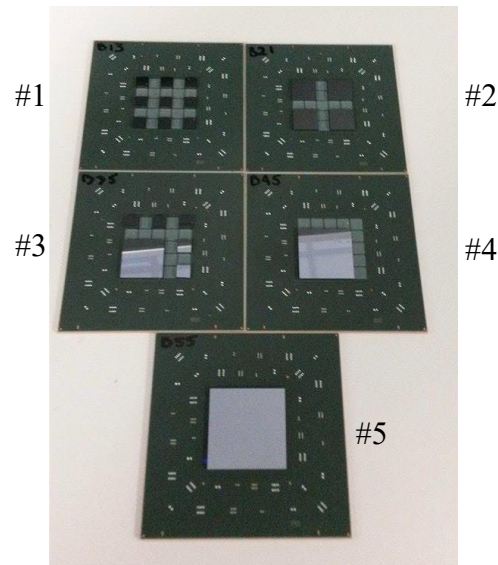


Figure 3.3 Les cinq configurations qui ont servi durant les tests.

configuration sont décrits dans le Tableau 3.1. Les puces sont symétriques.

Tableau 3.1 Paramètres des configurations qui ont servi durant les tests

<i>Configuration</i>	Tailles des puces (mm)	Nombre de puces	Nombre de C4 par puce
1	4,22	9	436
2	8,48	4	1744
3	4,22 et 12,75	5 et 1	436 et 3924
4	17,03	1	6976
5	21,30	1	10900

Les deux tableaux suivants résument les différents tests effectués pour les séries A et B. Chaque puce a subi une seule pression pendant 20 minutes, mais différentes pressions ont été utilisées sur différentes puces d'un même laminé.

Tableau 3.2 Matrice de test pour la série A

<i>Température</i>	<i>Configuration</i>	<i>Quantité</i>	Dénomination du laminé	Pression (MPa)
<i>Ambiante</i>	1	4	A11	1,40 et 2,80
			A12	4,20 et 5,60
			A13	7,00 et 8,40
			A14	0 et 11,20
	2	8	A21	1,41
			A22	2,83
			A23	4,24
			A24	5,66
			A25	7,07
			A26	8,48
			A27	0
			A28	0

Tableau 3.3 Matrice de test pour la série B

<i>Température</i>	<i>Configuration</i>	<i>Quantité</i>	Dénomination du laminé	Pression (MPa)
120 °C	1	3	B11	8,40 à 30,80*
Ambiante			B12	5,60, 8,40 et 11,20
120 °C			B13	8,40
120°C	2	2	B21	8,48 et 11,31
Ambiante			B22	8,48 et 11,31
120°C	3	5	B31	8,52
120°C			B32	8,52
120°C			B33	11,37

<i>Ambiante</i>			B34	11,37
<i>120°C</i>			B35	8,52
<i>120°C</i>	4	5	B41	8,55
<i>120°C</i>			B42	8,55
<i>120°C</i>			B43	11,41
<i>Ambiante</i>			B44	11,41
<i>120°C</i>			B45	8,55
<i>120°C</i>	5	5	B51	8,56
<i>120°C</i>			B52	8,56
<i>120°C</i>			B53	11,42
<i>Ambiante</i>			B54	11,42
<i>120°C</i>			B55	8,56

* Chaque puce a subi une pression différente en commençant par 8,40 MPa jusqu'à 30,80 MPa avec une augmentation de 2,80 MPa par puce.

La série A a révélé peu de variation entre l'état avant et après, ainsi les pressions pour la série B ont été augmentée afin de générer plus de variations. La série F servait à vérifier l'intégrité des assemblages en fiabilité suite aux pressions. Les tests ont donc été faits avec la même pression de 8,48 MPa et certaines puces ont subi une pression pendant 10 minutes à température ambiante suivi d'une pression pendant 10 minutes à température élevée. Deux laminés ont volontairement subi une pression avec un angle d'environ 3,5°; ces laminés sont indiqués par un exposant 1 dans le Tableau 3.4. Deux laminés ont subi une pression deux fois pour simuler un chargement répété lors d'une nouvelle vérification électrique; ces laminés sont indiqués par un exposant 2 dans le Tableau 3.4. Huit laminés n'ont subis aucune pression afin de les avoir comme témoins.

Tableau 3.4 Matrice de test pour la série F

<i>Température</i>	<i>Configuration</i>	<i>Quantité</i>	<i>Dénomination du laminé</i>	<i>Pression (MPa)</i>
<i>120 °C</i>	2	20	F21	11,31 et 16.96*
<i>Ambiante et 120 °C</i>			F22	8,48
<i>Ambiante et 120 °C</i>			F23 ¹	8,48
<i>Ambiante et 120 °C</i>			F24	8,48
-			F25	0
-			F26	0
-			F27	0
<i>Ambiante et 120 °C</i>			F28 ²	8,48
<i>120 °C</i>			F29	8,48
<i>120 °C</i>			F2A	8,48
-			F2B	0

-			F2C	0
<i>Ambiante et 120 °C</i>			F2D	8,48
120 °C			F2E ¹	8,48
-			F2F	0
-			F2G	0
120 °C			F2H	8,48
<i>Ambiante et 120 °C</i>			F2I	8,48
-			F2J	0
120 °C			F2K ²	8,48

*Une erreur de manipulation a engendré des pressions plus hautes que prévues.

3.2 Caractérisation

3.2.1 La microscopie confocale

La microscopie confocale est une façon de faire de la métrologie de surface. Elle permet de faire de la topographie et notamment de visualiser et de mesurer des détails sous forme de plan. Avec cette technique, il est possible d'obtenir des informations par rapport à la forme des laminés et des puces, à l'angle des puces par rapport à l'horizontal et à la cambrure des laminés. Les échantillons à mesurer sont déposés sur une table pouvant bouger en x et y. L'appareil envoie une source lumineuse qui est focalisée en un point sur l'échantillon. La lumière est réfléchiée et est refocalisée en passant au travers un trou d'épingle pour ensuite aller vers le détecteur. Les points qui n'étaient pas focalisés sont donc ignorés par le détecteur, qui peut ainsi déterminer la distance du point. En se déplaçant en x et y, une image topographique est obtenue. La Figure 3.4 présente le principe de fonctionnement du microscope confocale.

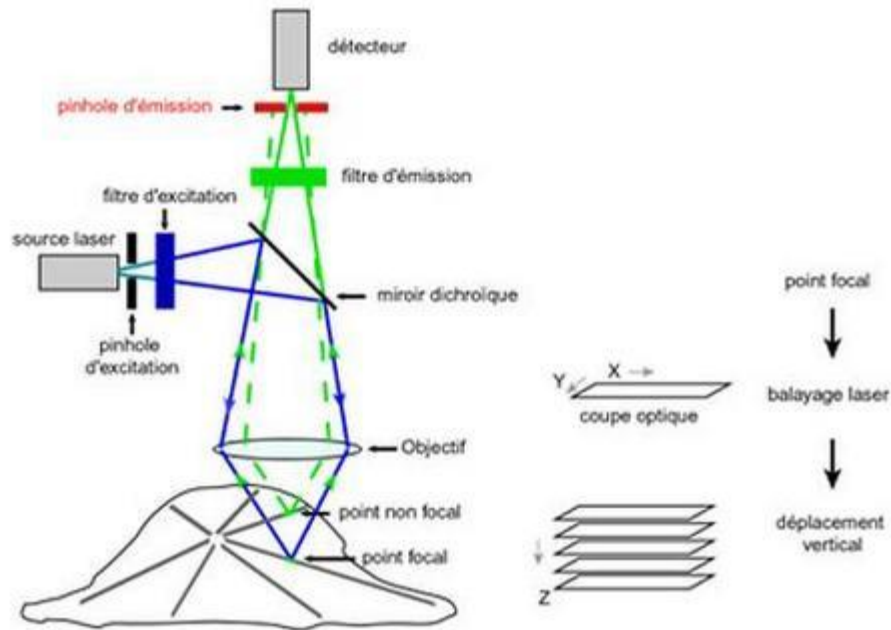


Figure 3.4 Schéma du principe de fonctionnement de la microscopie confocale

Lors du projet, la microscopie confocale a été utilisée avec la machine Altisurf530 du fournisseur Altimet. La Figure 3.5 présente la machine ainsi qu'un exemple d'image obtenue par celle-ci à l'aide du logiciel MountainsMap. L'appareil est capable d'opérer sur un plan de 300 x 300 mm et sur 200 mm de hauteur. La précision selon l'axe z est de 3 μm .

Le point focal doit être sur la surface à mesurer afin de pouvoir établir la variation de hauteur. Le logiciel rejette les points trop près ou trop loin dans un intervalle de 1500 μm . Il rejette aussi les points dont l'intensité lumineuse est trop faible ou trop forte. Ceci est important puisque les puces de silicium sont très réfléchissantes et nécessitent une faible puissance de la source lumineuse afin d'être captées, toutefois cela ne permet pas de capturer le laminé en simultané puisque l'intensité réfléchie par celui-ci est trop faible. Ainsi, il faut faire deux balayages avec des paramètres différents si l'on veut mesurer les deux types de surfaces.

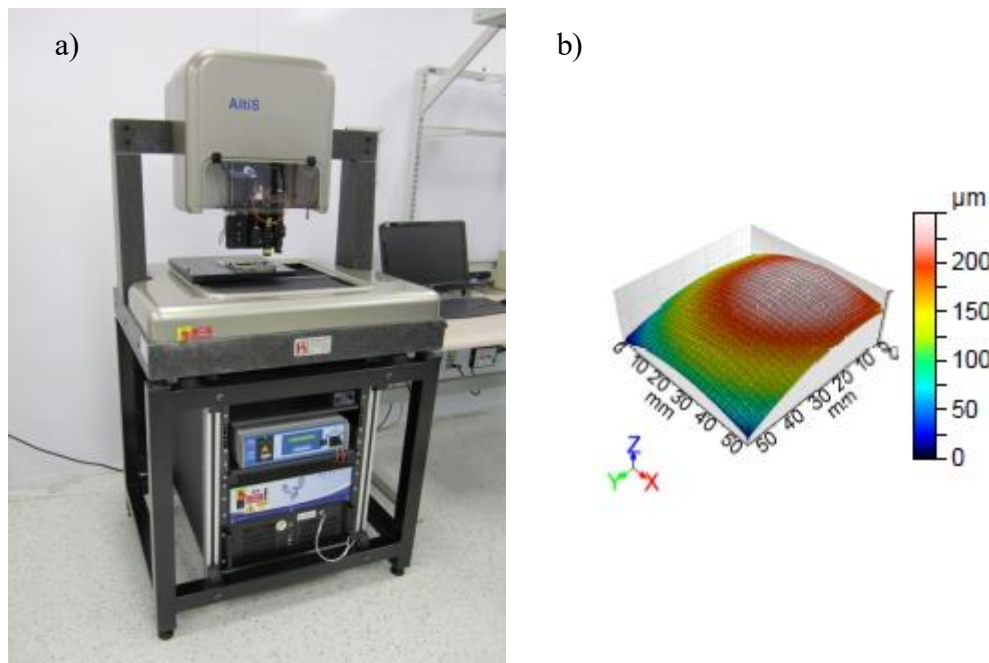


Figure 3.5 a) Microscope confocal Altisurf530; b) Exemple d'image topographique obtenue à l'aide de l'Altisurf 530.

3.2.2 Microscopie optique

Les microscopes optiques ont été utilisés pour la caractérisation de 3 aspects principaux du projet. Le premier usage des microscopes était pour visualiser l'état général des pièces. Ceci est fait avant et après les tests de compression afin de rechercher des défauts majeurs comme des puces craquées. Cela a aussi servi à visualiser les C4 sur les puces et les laminés après les tests de traction. Les microscopes utilisés (Leica et Ergolux) offrent un grossissement allant jusqu'à 100X et 1000X.

La deuxième utilité était pour mesurer la variation d'hauteur des joints de brasures en périphéries des puces lors des tests de compression. Le microscope (Mitutoyo MF-U XYZ) a été utilisé pour effectuer les mesures. Le support de l'échantillon de ce microscope est mobile selon les trois axes et permet de quantifier le positionnement. Ainsi, le focus était fait sur le laminé, ensuite le déplacement était mis à zéro, puis le focus était fait sur le dessus de la puce et enfin le déplacement était lu. Ceci était fait avant et après les tests de compressions. La différence entre les deux mesures correspond à la variation de hauteur de soudure car la puce en silicium est relativement fragile et, bien qu'elle puisse fléchir, ne présentera pas de déformation plastique [60]. Afin de ne pas fausser les données, il est important de toujours tourner les roulettes d'axes du plateau d'échantillon dans le même sens sinon le jeu entre les pas de vis engendre des erreurs.

Puisque c'est l'utilisateur qui fait le focus, une série de mesures ont été faites afin de calibrer la résolution de l'observateur. La résolution obtenue après 30 mesures est de $1,5\text{ }\mu\text{m}$, ce qui est adéquat pour les variations de hauteur de C4 mesurées.

La troisième utilisation est celle de la polarisation croisée (Vanox d'Olympus). Cette technique permet de voir la taille et l'orientation des grains d'étain dans les C4 [61] [62] [63]. Ceci est possible car l'étain (phase beta) est un matériau biréfringent, ainsi la lumière polarisée va subir une légère rotation d'angle de polarisation lors de la réflexion sur les cristaux d'étain grâce à la variation de l'indice de réfraction en fonction de l'orientation cristalline. En regardant la lumière réfléchie au travers d'un filtre polarisée, il est possible de voir un contraste qui dépend de l'orientation du grain. La Figure 3.6 [61] montre le même joint de soudures sous microscopie à champ clair et à polarisation croisée. Les grains sont clairement mis en évidence dans l'image

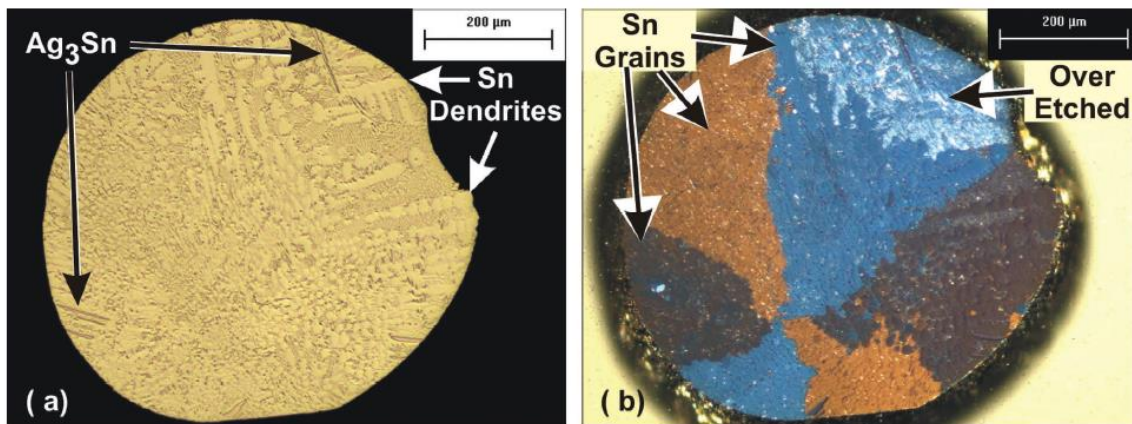


Figure 3.6 Différence entre la microscopie à champ clair et à polarisation croisée de l'étain. a) Microscopie à champ clair ; b) Microscopie à polarisation croisée

b).

3.2.3 Microscopie acoustique

Contrairement à la microscopie optique, la microscopie acoustique permet d'obtenir une représentation des interfaces internes qui ne serait pas visible par les ondes lumineuses. Elle permet de visualiser des parties d'un échantillon qui peuvent être opaques et ce sans altérer l'état de la pièce à observer. La Figure 3.7 [64] schématise les défauts détectables par l'observation au microscope acoustique, ainsi que son principe de fonctionnement. Cette méthode a été utilisée pour observer l'interface laminé-C4, puce-C4 et les couches diélectriques.

Le modèle utilisé au C2MI (Fastline P300 de Sonoscan) a une précision de $\pm 0,5\mu\text{m}$. Il peut aller jusqu'à une fréquence de 230 MHz. La résolution de l'appareil est proportionnelle à la fréquence du transducteur. [65].

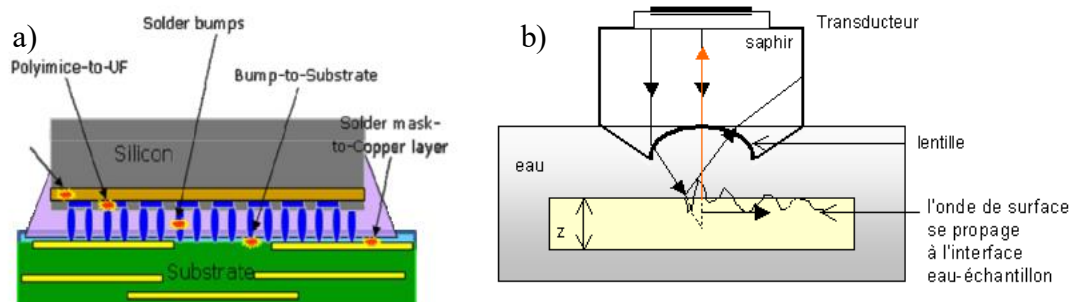


Figure 3.7 a) Schéma montrant les défauts détectables au microscope acoustique dans une puce renversée ; b) Schéma du principe de fonctionnement de la microscopie acoustique à transmission

3.2.4 Microscopie électronique

La microscopie électronique à balayage (MEB) permet une très grande résolution de la topographie des surfaces en utilisant le principe de l'interaction électron matière. C'est une technique puissante pour visualiser les microstructures lorsque le contraste est adéquat [66].

Un faisceau d'électron est envoyé et condensé pour former un pinceau fin et intense. Le pinceau est ensuite balayé à l'aide d'un dispositif de déflection. Un condensateur final focalise le pinceau sur l'échantillon à observer. Un détecteur d'électrons, majoritairement secondaire, permet de venir former une image point par point de l'échantillon [67]. Il est aussi possible de détecter la diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD) ou absorbés.

Les échantillons observés dans le cadre de ce projet sont les C4 des puces préparées en coupes transversales. La résolution obtenue au MEB dépend de l'intensité du faisceau d'électron. Le modèle de MEB utilisé au C2MI (JAMP-30 de JEOL) offre un grossissement allant jusqu'à 300 000 X avec une résolution de 5 nm. L'EBSD a été utilisé afin d'obtenir des informations sur la microstructure des grains, notamment leur nombre et leur orientation cristallographique.

Coupe transversale

Les coupes transversales servent à visualiser l'état des C4 sur leur hauteur. Les échantillons sont découpés pour entrer dans un moule circulaire de 30 mm de diamètre. Une poudre d'époxy transparente est utilisée et prend 8 heures à durcir à température ambiante pour le moulage. Ce moulage offre un très faible retrait entre la résine et la soudure, facilitant ainsi le polissage.. Le polissage se fait ensuite pour révéler les C4 ciblées. La plus fine précision est de 1 μm . La Figure 3.8 montre un exemple de coupe transversale.

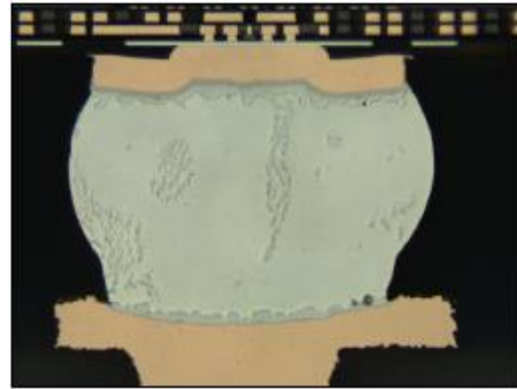


Figure 3.8 Exemple de coupe transversale.

3.2.5 Tomographie 3D

Un autre moyen de visualiser les défauts sans détruire le module est la tomographie 3D. En effet, cela permet d'avoir une image virtuelle en trois dimensions de l'objet étudié. De plus, il est possible d'obtenir une image du même C4 avant et après les tests de compression, ce qui est important lors du projet. Le principe de fonctionnement est basé sur l'accumulation d'images en 2D par rayon X [68]. Entre chaque prise d'image, la pièce est tournée d'un certain angle. Après une rotation complète ou de 180°, l'ordinateur superpose et traite toutes ces images afin de reconstituer une image virtuelle 3D. Il est même possible d'effectuer des coupes virtuelles transversal avec cette méthode. La Figure 3.9 schématise le processus d'obtention de l'image et montre un exemple de vues virtuelles issue de la tomographie.

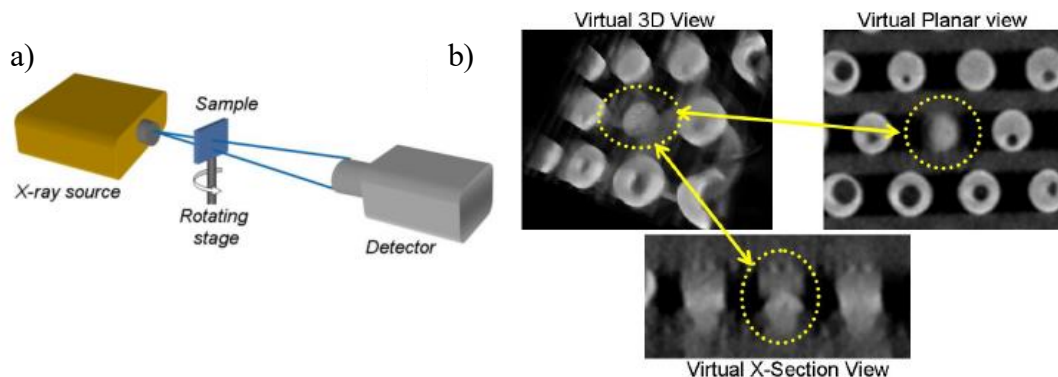


Figure 3.9 a) Schéma de base de la tomographie consistant d'une source de rayon X, d'une plaque tournante et d'un détecteur; b) Exemple de vues virtuelles 3D, planaire et transversale.

L'instrument utilisé au C2MI (Zeiss X-radia de Micro-XCT 200) a une résolution de 0,5 μm avec un volume visible de 60 mm x 60 mm x 60 mm. L'échantillon doit être plus petit que 100 mm sinon il risque d'entrer en collision avec l'appareil lors de la rotation. Tout dépendant le contraste voulu et le volume à acquérir, le temps de collecte peut aller de quelques minutes à plusieurs heures.

3.2.6 Test de Traction

L'Instron 8874, utilisé pour faire les tests de compression, sert aussi à faire des tests de traction. Cela sert notamment à séparer les puces des laminés et se veut donc un test destructif. Des joints de brasure endommagés vont faire diminuer la force requise pour séparer les puces. Ensuite, l'observation microscopique va permettre de valider l'état des joints.

Préparation

Avant de faire les tests de traction, puisque que ce sont les joints de soudure qui sont d'intérêt, il y a quelques étapes à faire afin de s'assurer que les résultats seront adéquats. Tout d'abord il faut coller le laminé organique sur un substrat en céramique afin de le renforcer. Il faut aussi coller une tête de traction sur les puces pour pouvoir appliquer une tension sur celle-ci. Toute les surfaces doivent être nettoyées avec de l'alcool isopropylique ou de l'éthanol. La colle utilisée doit être mélangée juste avant car sa vie en pot est d'environ 15 minutes. Une fois la colle appliquée, il faut attendre 8 heures avant de pouvoir effectuer les tractions. Une heure après l'application de la colle, il est possible de venir faire des retouches entre la puce et la tête de traction. Il est important qu'il y ait de la colle partout sur la puce ou qu'il n'y ait pas de débordement sur le laminé, sinon le décollement de la puce avec le laminé lors de la traction ne sera pas uniforme et faussera les données.

Colorant rouge

La traction des puces vient séparer les puces des laminés en venant rompre les C4. S'il y avait une fissure avant la traction, il n'est pas possible de le savoir. Pour être capable de visualiser la fissure, il faut utiliser du colorant rouge avant les tests de traction. Il suffit d'injecter un colorant qui se répand par capillarité. Afin de s'assurer que le colorant se répand partout, la pièce est mise sous vide pendant 1 minute. Ensuite, le colorant est séché au four à 100°C pendant 3h. La Figure 3.10 montre une surface de rupture d'une pièce préalablement traité avec du colorant rouge après un test de traction tel qu'observé au microscope optique. [69]. Cependant, l'interprétation

des résultats nécessite une attention particulière aux états de surfaces car la présence du colorant pourrait aussi indiquer une absence de mouillage préalable entre la brasure de la puce et la brasure du substrat.

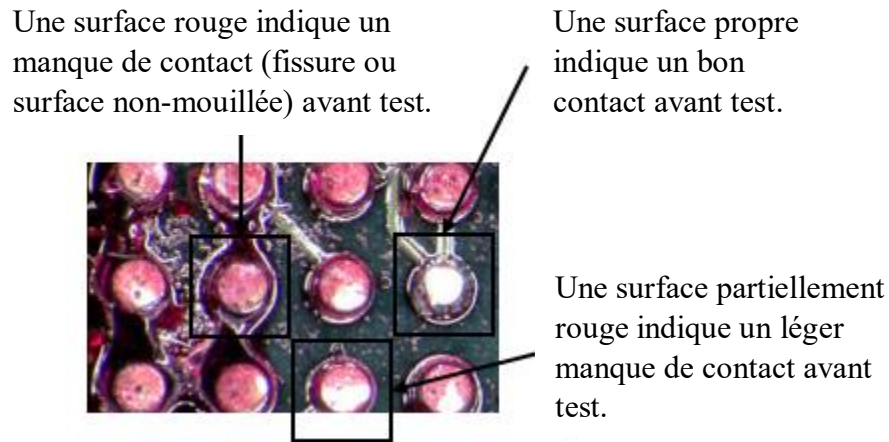


Figure 3.10 Exemple de colorant rouge après un test de traction

3.2.7 Nanoindentation

La nanoindentation est une méthode de caractérisation des propriétés mécaniques d'un échantillon, comme le module élastique, la dureté et la résistance à la rupture. Les propriétés de l'étain sont très influencées par sa microstructure [54], c'est pourquoi la nanoindentation permet de mieux caractériser les propriétés contrairement à l'indentation standard. La Figure 3.11 montre un exemple de nanoindentation. Le comportement en fluage est aussi une propriété mesurable par cette technique [70]. Afin de caractériser le fluage, il faut appliquer une force pendant un certain nombre de temps et mesurer le déplacement au fil du temps. La nanoindentation a été faite à McGill avec l'aide d'un Hysitron TI 900 TriboIndenter.

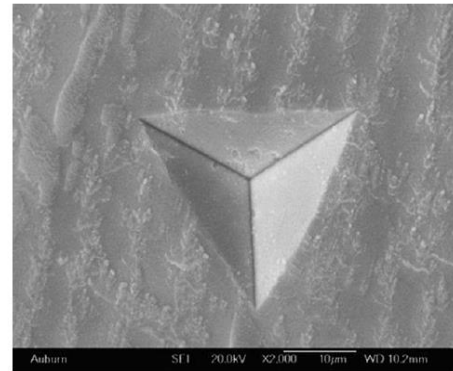


Figure 3.11 Exemple de nanoindentation après test

Afin d'obtenir des résultats cohérents, il faut que la rugosité de surface des joints soient en deçà de 10% de la profondeur des indentations qui varient entre 600 et 900 nm. La procédure utilisée pour ce faire est la suivante :

-
1. Meulage avec un papier de 1200 grains
 2. Polissage en drap avec des particules de $3\mu\text{m}$ de diamants en suspension, suivi de particules de diamants $1\mu\text{m}$ en suspension.
 3. Polissage en drap avec des particules de silices colloïdales de $0,05\mu\text{m}$ en suspension pendant 15 minutes.

3.3 Fiabilité

Habituellement, les tests de fiabilité sont effectués sur des modules finis. Avant de pouvoir aller subir des tests de fiabilité, les assemblages doivent subir plusieurs procédés afin de leur ajouter de l'underfill, un capot et des BGA, en plus de subir une opération de nettoyage. L'underfill ajouté est capillaire et le capot métallique est collé. La température d'attache des BGA monte jusqu'à 245°C pour ensuite être maintenue pendant un certain temps au-dessus du liquidus (217°C).

Les assemblages subissent ensuite un pré-conditionnement qui consiste en cinq cycles thermiques allant de -40° jusqu'à 60°C , une cuisson de 24 heures à 125°C , 8 jours trempage à 30°C et 60% d'humidité relative et finalement trois recuits à 245°C . Les assemblages subissent ensuite 1000 cycles de *Deep Thermal Cycling* (DTC) selon la condition B du standard JEDEC No. 22-A104C [71], où chaque cycle consiste en une variation de température entre -55°C et 125°C .

Des lectures électriques sont faites avant le pré-conditionnement (t_0), après le pré-conditionnement (t_p) et ensuite à chaque 250 cycle. La résistance est la valeur électrique mesurée. Une variation de plus de 20% de la résistance avec la mesure à t_0 est considérée comme un cas problème. Une microscopie acoustique et des coupes transversales sont faites seulement pour les cas problème.

CHAPITRE 4. RÉSULTATS ET DISCUSSION

Cette section est divisée en deux sous-sections. La première présente les résultats en lien avec la déformation des C4, des laminés et des puces suites au chargement en compression, tandis que la deuxième s'attarde plutôt à la caractérisation de l'assemblage en termes d'intégrité et de fiabilité.

4.1 Déformation d'un assemblage sans underfill sous chargement en compression

4.1.1 Test de compression

Des chargements en compression ont été faits à température ambiante et élevée tel que précédemment décrit à la section 3.1.2. La Figure 4.1 montre un exemple significatif des tests de compression effectués avec l'Instron. Les valeurs présentées sont pour une puce de 4,22 x 4,22mm avec deux valeurs de force, soit 26 N et 34,5 N. Les valeurs de déplacements représentent l'extension effectuée par la tige hydraulique de l'Instron et non la valeur de déformation des C4. Par contre, les deux sont liés, si les C4 se déforment, la tige doit augmenter sa course pour maintenir la pression. Ainsi, les déplacements sur le graphique représentent en partie ceux des C4, même si aucun capteur n'était présent sur les modules afin de mesurer précisément la valeur des déplacements des C4s. Deux sections distinctes sont présentes : la rampe et la zone de maintien. La rampe est une indication de la raideur des interconnexions. À température ambiante, la raideur est d'environ 1,65N/μm, ce qui est plus faible que la valeur de 6,50N/μm trouvé par Ho et al. [32] au niveau des BGA. Bien que la déformation de l'appareil puisse jouer sur la valeur, la différence peut facilement être attribuée à deux facteurs. Le premier est la différence de géométrie entre les C4 et les BGA. La raideur k peut s'exprimer selon la formule suivante :

$$k = \frac{AE}{L} \quad (4.1)$$

où :

A : aire de section des joints

E : module de Young

L : hauteur des joints

La valeur de la raideur est donc proportionnelle au ratio A/L de la brasure. Ce ratio pour les BGA de [32] est d'environ 0,38 mm alors que ceux des C4 de cette étude est de 0,13 mm. Ainsi, la raideur des C4 est d'environ 3 fois plus petite. Le deuxième facteur est que la composition des BGA de [32] n'est pas spécifiée, mais étant donné que l'étude a été faite en 2014, il peut être assumé que c'est un alliage sans plomb conformément aux directives *Restriction of Hazardous Substances* (RoHS) et fort probablement du SAC305 puisque c'est l'alliage principalement utilisé pour les BGA dans l'industrie. Le SAC205 des C4 utilisé dans ce projet est moins rigide que le SAC305 en raison de la plus faible quantité d'argent présent dans la brasure, ce qui contribue aussi à la raideur plus faible. À 120°C, la raideur diminue à 1,05N/ μm , ce qui est cohérent avec l'équation (2.2) qui stipule que le module de Young diminue avec une augmentation de la température. Ainsi, avec l'équation (4.1), lorsque le module de Young diminue, la raideur k diminue. Le ratio des raideurs à ambiant et à 120°C est de 1,57. Le ratio des modules de Young de l'équation (2.2) est de 1,51, ce qui correspond bien à la diminution de raideur. La zone de maintien est un indicateur de fluage puisqu'avec une force constante il y a une augmentation du déplacement. Ce fluage est celui des C4 puisque même à 120°C les tiges

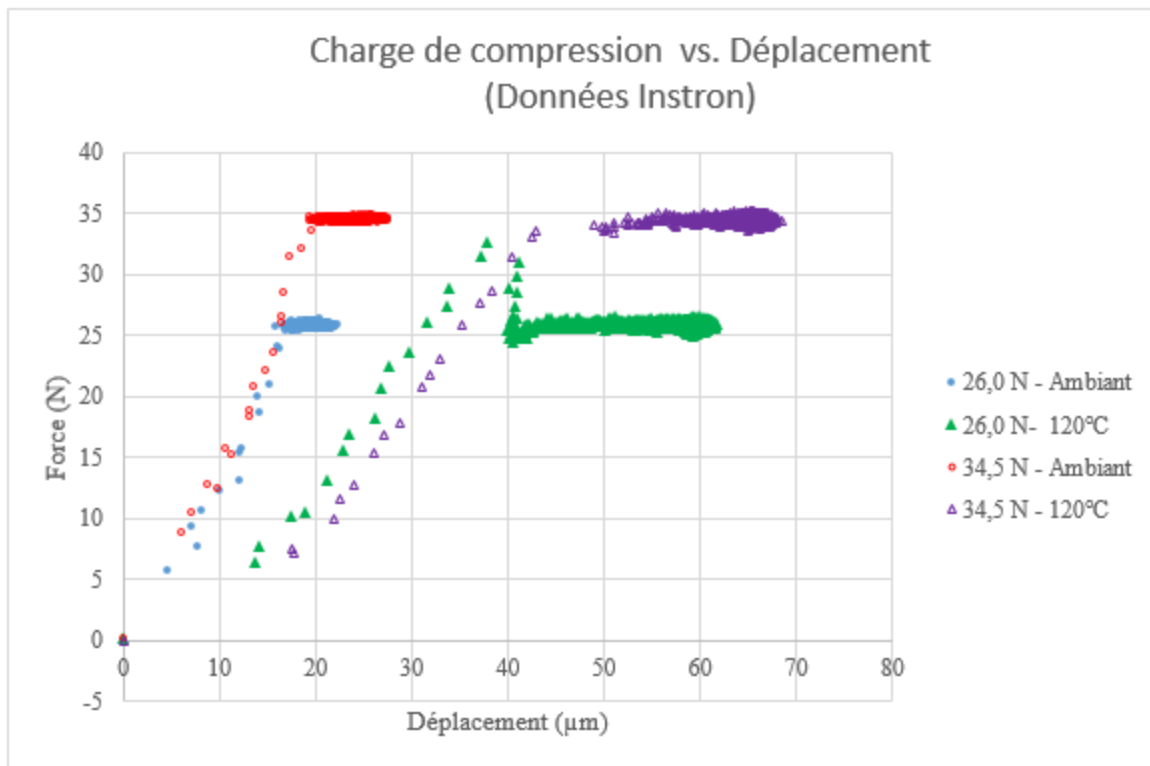


Figure 4.1 Force de compression vs. le déplacement de à température ambiante et élevée.

en acier sont loin d'être à 0,5 fois leur température de fusion d'environ 1400°C. Comme stipuler dans l'état d'art, le comportement en fluage est augmenté avec une augmentation en température, ce qui semble être le cas dans la Figure 4.1, puisque pour une même force de maintien l'élongation est plus grande pour les courbes à 120°C.

4.1.2 Topologie

Pour la suite de l'analyse, l'utilisation des pressions en MPa versus l'utilisation des forces en N est faite pour faciliter la comparaison des essais de différentes tailles de puces entre elles. Une pression de 7,6 MPa équivaut à 26N pour une taille 1 et 650N pour une taille 5.

La mesure topologique des puces de taille 1 (4,22 mm) avant et après un test de compression de 7,6 MPa appliqué sans angle (c'est-à-dire à angle normale) est présentée à la Figure 4.2. On remarque que le comportement à ambiant (Figure 4.2 a-b) et à 120°C (Figure 4.2 c-d) est identique, c'est-à-dire très peu de variation topologique avant et après tests avec une tendance des puces à s'aplanir. Cette observation est vraie pour toute taille de puce qui subit un chargement à angle normal. La Figure 4.3 montre une cartographie 3D de la topologie des laminés. Bien que de légers changements soient perceptibles après la compression (Figure 4.3 b-d), les laminés ont tendance à conserver leur forme. Cette observation est faite pour toutes

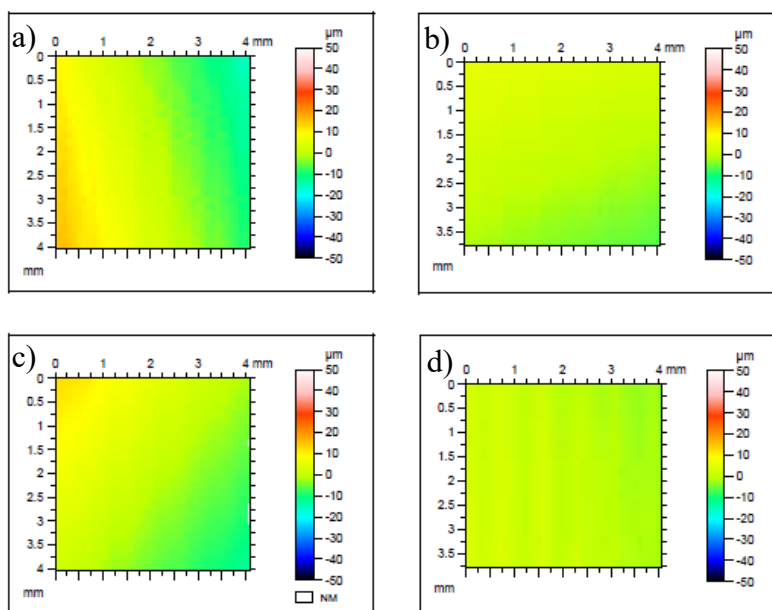


Figure 4.2 Topologie de puces avant et après une pression de 7,6 MPa avec un angle normal de compression: a) Pré-test à température ambiante; b) Post-test à température ambiante; c) Pré-test à 120°C; d) Post-test à 120°C.

tailles de puce et angles de chargement. La Figure 4.4 montre la topologie d'une puce avant et après un test de compression de 7,6 MPa appliqué à angle incliné de taille 2 (8,48 mm). La variation dans la puce est évidente suite à ces tests effectués à angle, mais observable seulement pour des puces de tailles 1 et 2. Ces résultats préliminaires laissent présumer que les tests à angle normal ne causent pas de variation importante, tandis que les tests de compression inclinés engendrent une modification importante de l'état des C4 dans certaines puces.

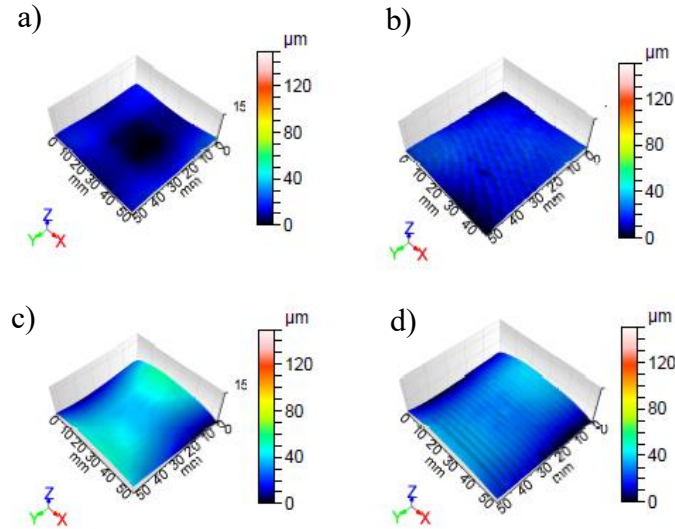


Figure 4.3 Vue 3D de la topologie des substrats avant et après un test de compression avec un angle normal : a) Pré-test à température ambiante; b) Post-test à température ambiante; c) Pré-test à 120°C; d) Post-test à 120°C.

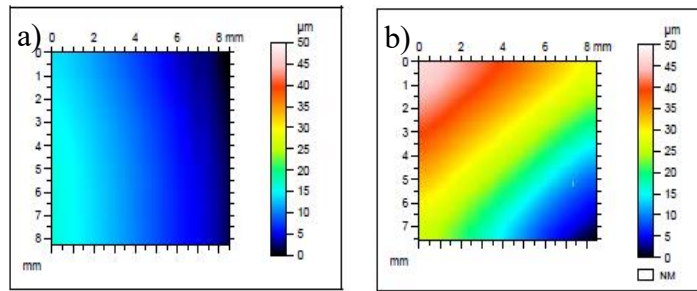


Figure 4.4 Topologie d'une puce avant et après une pression de 7,6MPa appliqué avec un angle à température ambiante : a) Pré-test ; b) Post-test.

4.1.3 Hauteur des joints de brasures

La hauteur des joints de brasures a été mesurée avant et après les tests de compression sur le bord des puces. La moyenne des variations maximales de la hauteur des joints de brasures selon différentes tailles de puces et pressions est présentée dans le

Tableau 4.1. Le nombre de mesure est de 8 pour les températures ambiantes et de 12 pour les températures élevées. La différence entre une pression avec un angle normal et incliné y est aussi présentée. Sous des conditions d'angle normal, une légère variation peut-être observée et ce peu importe la taille de la puce ou la pression mise, en considérant que la résolution du microscope est de 1,5µm. Ces résultats sont cohérents à température ambiante avec la limite d'élasticité étant d'environ 48 MPa. Puisque les pressions se situent sous cette limite, aucune déformation plastique n'est attendue. Les déformations résultantes sont donc signe de fluage, comme le suggère les données de l'Instron présentées à la section 4.1.1.

Moyenne des variations maximales de la hauteur des joints de brasure (µm)

<i>Angle</i>		<i>Normal</i>		<i>Incliné</i>	
<i>Température</i>		<i>Ambiant</i>	<i>120°C</i>	<i>Ambiant</i>	<i>120°C</i>
<i>Taille des puces (mm)</i>	Pression (MPa)	Écart type			
		1,39	2,83	4,87	5,07
4,22	7,6	6,7	7,4	-	34,9
	10,2	4,6	5,7	13,1	48,1
	12,5	-	-	-	59,5
	15,4	-	8,5	-	-
	17,9	-	-	-	36,9
	20,3	-	-	-	41,7
	23,7	-	-	-	40,1
	25,4	-	-	-	38,5
	28,1	-	-	-	37,5
	8,48	7,6	3,9	7,9	14,2
10,2		-	7,2	29,3	-
12,75	7,6	-	7,0	-	15,1
	10,2	8,4	7,8	-	-
17,03	7,6	-	6,2	-	13,9
	10,2	5,9	4,2	-	-
21,30	7,6	-	5,9	-	11,8
	10,2	5,9	3,3	-	-

Tableau 4.1 Moyenne de la variation maximale de la hauteur des joints de brasure avant et après les tests de compression

Par contre à 120°C, la limite d'élasticité de l'étain est d'environ 12 MPa. Une déformation plus grande serait attendue lorsque la contrainte dépasse cette valeur. Or, à 15,4 MPa, la déformation de 8,5 μm n'est pas significativement plus grande que pour les autres valeurs de contraintes. Ceci s'explique par le fait que la contrainte a été calculée avec un diamètre nominal de brasure de 100 μm et non le diamètre réel. La Figure 4.5 schématise la distribution de la force F appliquée sur la puce et les C4. n représente le nombre de C4 par puce. Ainsi, afin de calculer la contrainte σ par C4, la formule suivante est utilisée.

$$\sigma = \frac{F}{nA} \quad (4.2)$$

A représente l'aire de section nominal d'un C4 qui est approximé comme étant un cylindre et non une sphère tronquée. Puisque c'est une force de compression, le diamètre des C4 augmente lorsque leur hauteur diminue. En augmentant le diamètre, l'aire de section augmente et réduit donc la contrainte réelle selon l'équation (4.2). Il a été possible de corréler la variation de hauteur des C4 avec leur diamètre en utilisant des coupes transversales, qui seront présentées plus loin. La Figure 4.6 présente ces résultats sous forme de graphique. La relation linéaire présente une bonne qualité de prédiction avec un coefficient de détermination (R^2) de 0,8316. En utilisant l'équation de la droite avec la variation de 8,5 μm à 120 °C pour 15,4 MPa du

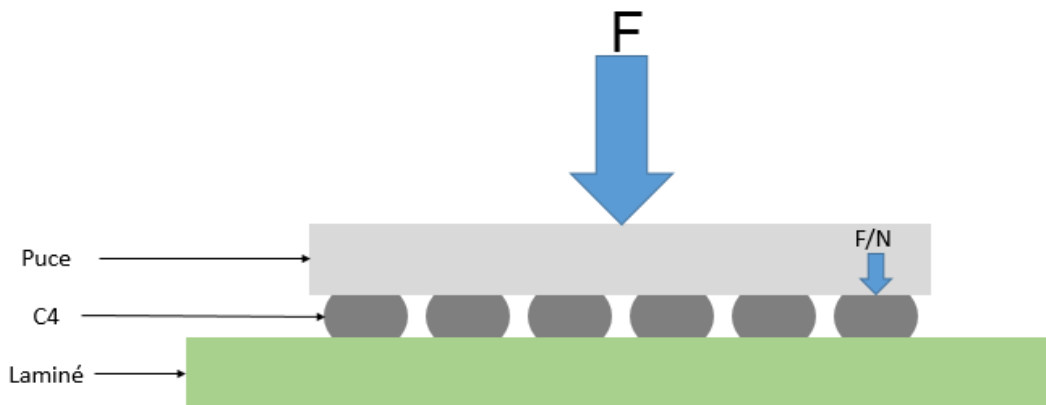


Figure 4.5 Schéma de la distribution de la force F de compression appliquée normalement sur l'assemblage. N représente le nombre de C4 par puce.

Tableau 4.1, le diamètre calculé est de 128 μm . Avec un tel diamètre, la contrainte réelle devient 9,41 MPa. Cette valeur est en deçà de la limite de d'élasticité de 12 MPa, ne causant plus de déformation plastique. Ceci se produit lorsque le diamètre atteint environ 113 μm . À partir de ce point, la déformation restante est due au fluage et la déformation totale est comparable aux valeurs des autres pressions.

Moyenne des variations maximales de la hauteur des joints de brasure (μm)

<i>Angle</i> <i>Température</i>		<i>Normal</i>		<i>Incliné</i>	
		<i>Ambiant</i>	<i>120°C</i>	<i>Ambiant</i>	<i>120°C</i>
<i>Taille des puces (mm)</i>	<i>Pression (MPa)</i>	Écart type			
		1,39	2,83	4,87	5,07
4,22	7,6	6,7	7,4	-	34,9
	10,2	4,6	5,7	13,1	48,1
	12,5	-	-	-	59,5
	15,4	-	8,5	-	-
	17,9	-	-	-	36,9
	20,3	-	-	-	41,7
	23,7	-	-	-	40,1
	25,4	-	-	-	38,5
	28,1	-	-	-	37,5
8,48	7,6	3,9	7,9	14,2	23,9
	10,2	-	7,2	29,3	-
12,75	7,6	-	7,0	-	15,1
	10,2	8,4	7,8	-	-
17,03	7,6	-	6,2	-	13,9
	10,2	5,9	4,2	-	-
21,30	7,6	-	5,9	-	11,8
	10,2	5,9	3,3	-	-

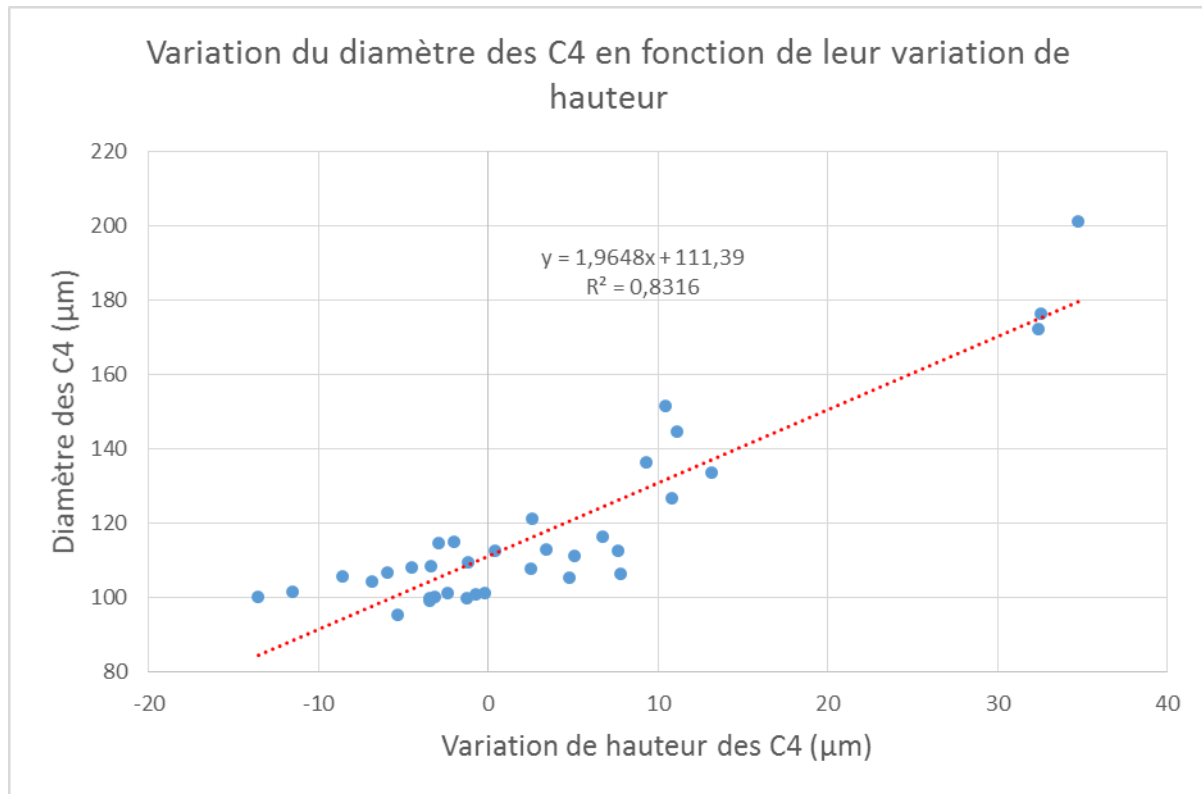


Figure 4.6 Corrélation entre la variation de hauteur des C4 et leur diamètre.

Par contre, sous des conditions de compression d'angle incliné, la hauteur des joints montre de grandes variations allant de $10\mu\text{m}$ jusqu'à $60\mu\text{m}$. L'étude de Ho et al. [32] avait aussi démontré qu'une inclinaison de la force de compression était plus critique pour les assemblages. Dans leur étude il y avait de l'underfill et les C4 n'avaient pas subi de déformation, mais les puces avaient subi des craquements et les BGA's avaient subi de la déformation. Sans underfill, la force excessive est transmise aux C4. L'augmentation de la contrainte ne semble pas affecter l'intensité de la déformation, par contre la taille des puces semblent l'impacter.

La force qui est appliquée dans un coin ou un côté de la puce provoque le basculement de celle-ci autour d'un axe, tel qu'illustré à la Figure 4.7 et Figure 4.8. Les C4 qui sont d'un côté de l'axe de basculement sont comprimés, tandis que ceux qui sont de l'autre côté sont étirés (Figure 4.8a). Les forces des C4 agissant comme des ressorts en tension ou compression sont considérées comme étant une force répartie uniformément croissante (Figure 4.8b). Ces forces peuvent être remplacées par une force résultante en tension F_{Rt} et une force résultante en compression F_{Rc} à des distances d_t et d_c du point neutre des forces (Figure 4.8c). Ces distances sont au centroïde du chargement répartie, situé au $2/3$ de la distance entre la zone de charges

représenté par un triangle. Les forces résultantes seront toujours proportionnelles aux distances les séparant par le principe des triangles homologues formés par l'inclinaison de la puce considérée rigide. Sachant que le basculement s'effectue aux alentours du 11 et 12° C4, tel qu'observé dans les présents essais, soit à environ 2,11 mm du côté de la puce, des calculs peuvent être faits pour soutenir ces propos. Pour une pression de 7,6MPa et une taille de puce de 4,22 mm (taille 1), F_{Rt} et F_{Rc} sont égaux et valent 19,45 N car d_t et d_c sont équivalents. En utilisant la raideur de 1,05 N/ μ m à 120°C calculé à la section 4.1.1, cela correspond à une compression de 18,52 μ m au centroïde et à une compression de 27,79 μ m au bord de la puce. Le Tableau 4.2 montre les résultats des calculs avec les cinq différentes tailles de puce. Les résultats de compression Δh_c sont comparables avec ceux du

Tableau 4.1 pour une pression de 7,6 MPa à 120°C; c'est-à-dire que la même tendance de diminution de la déformation en compression est perçue. Par contre, les déformations en

Moyenne des variations maximales de la hauteur des joints de brasure (μ m)

Angle Température		Normal		Incliné	
		Ambiant	120°C	Ambiant	120°C
Taille des puces (mm)	Pression (MPa)	Écart type			
		1,39	2,83	4,87	5,07
4,22	7,6	6,7	7,4	-	34,9
	10,2	4,6	5,7	13,1	48,1
	12,5	-	-	-	59,5
	15,4	-	8,5	-	-
	17,9	-	-	-	36,9
	20,3	-	-	-	41,7
	23,7	-	-	-	40,1
	25,4	-	-	-	38,5
	28,1	-	-	-	37,5
	8,48	7,6	3,9	7,9	14,2
10,2		-	7,2	29,3	-
12,75	7,6	-	7,0	-	15,1
	10,2	8,4	7,8	-	-
17,03	7,6	-	6,2	-	13,9
	10,2	5,9	4,2	-	-
21,30	7,6	-	5,9	-	11,8
	10,2	5,9	3,3	-	-

allongement Δh_t sont déjà trop importantes à partir de la taille 2 (8,48 mm). Ceci est dû au fait

que le modèle utilisé considère la puce rigide. En réalité, la puce se déformera plutôt comme une poutre en flexion et sera plus courbée à l'endroit de l'application de la force et minimalement à l'autre extrémité.

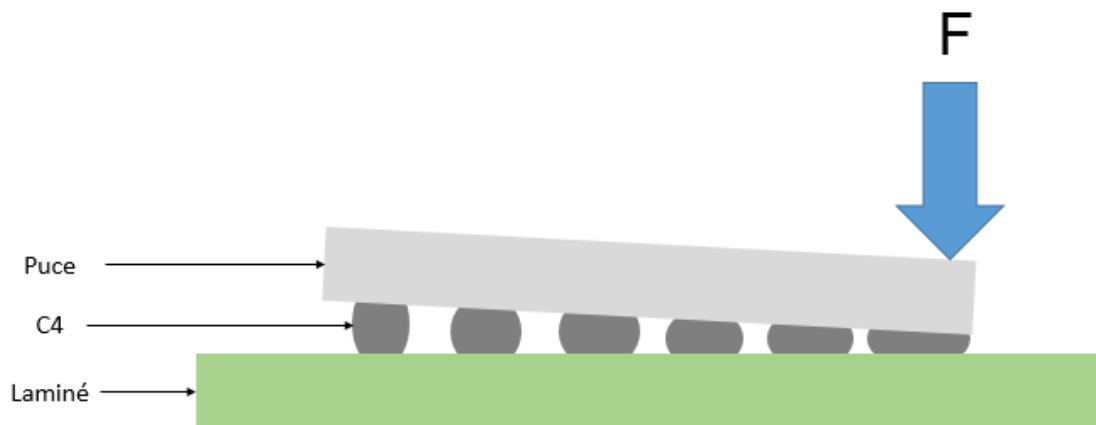


Figure 4.7 Schéma du comportement de l'assemblage suite à une force F de compression appliquée avec une inclinaison.

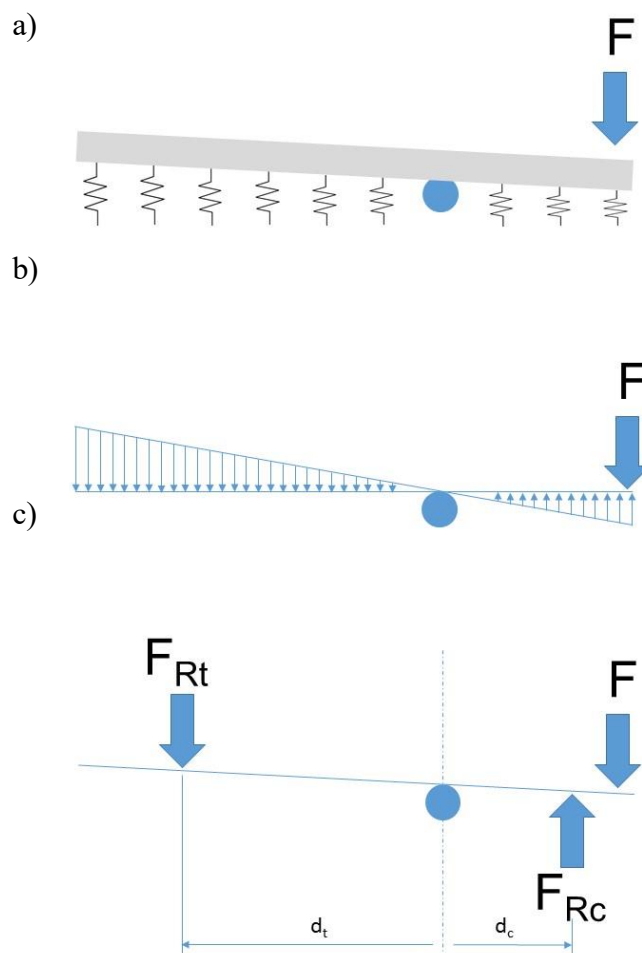


Figure 4.8 Schéma du mouvement et des forces en jeu lors du basculement d'une puce soumise à une force inclinée.

Tableau 4.2 Résultats des calculs d'une compression inclinée de 7,6 MPa à 120°C

Taille (mm)	Force (N)	d_t (mm)	d_c (mm)	F_{Rt} (N)	F_{Rc} (N)	Δh_t (μm)	Δh_c (μm)
4,22	26	1,41	1,41	19,45	19,45	27,79	27,79
8,48	104	4,25	1,41	46,51	15,45	66,44	22,07
12,75	234	7,09	1,41	66,98	13,32	95,69	19,03
17,03	416	9,95	1,41	86,52	12,26	123,60	17,51
21,30	650	12,79	1,41	105,95	11,68	151,36	16,69

Ces calculs servaient surtout à démontrer qu'en augmentant la taille des puces, la quantité de C4 qui se trouve du côté étiré est accrue et contrebalance la charge opposée, diminuant par le fait même la déformation des joints en compression.

4.1.4 Tomographie 3D

Pour compléter les mesures périphériques précédentes, des mesures de tomographie 3D ont été faites avant et après les tests de compressions sur des puces de 4,22 mm de côté. Ceci va permettre d'avoir une meilleure compréhension du comportement en déformation sur l'étendue de la puce. La Figure 4.9a montre des joints typiques avant compression qui ont une forme en tonneau mesurant aux alentours de $65\mu\text{m}$ en hauteur. Une fois compressé avec un angle normal, autant à température ambiante (Figure 4.9b) qu'à 120°C (Figure 4.9c), la forme des joints restent similaires, mais leurs hauteurs diminuent à environ $55\mu\text{m}$. D'autre part, les joints soumis à un chargement incliné à 120°C (Figure 4.9d) montre une forme qui varie en fonction de la position sur la puce relativement à l'emplacement du contact initial de la force. Les C4 près de la zone

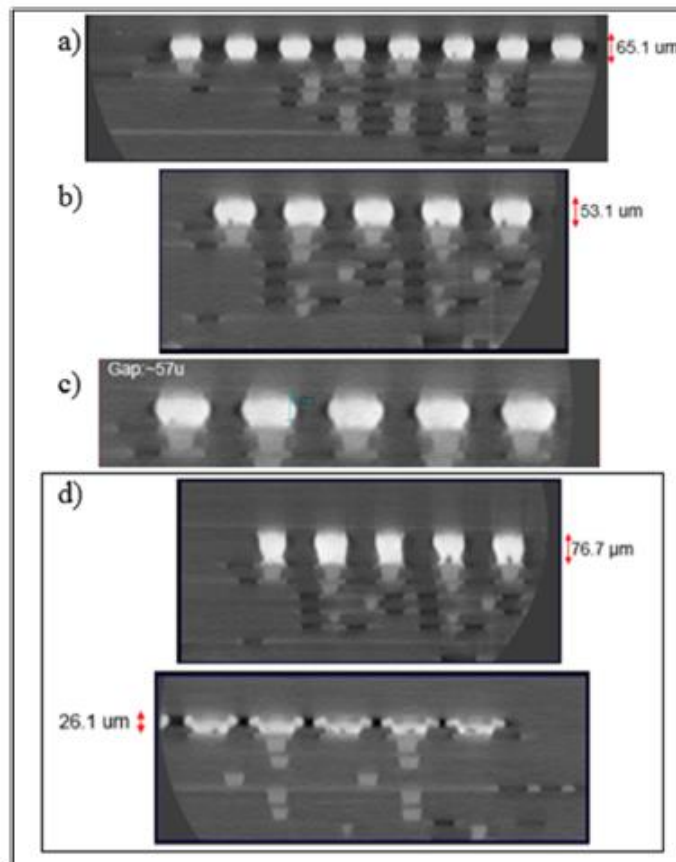


Figure 4.9 Coupes transversales issues de la tomographie 3D : a) joints sans compression; b) joints avec compression à angle normal à température ambiante; c) joints avec compression à angle normal à 120°C ; d) joint avec compression incliné à 120°C .

de contact sont considérablement aplatis (hauteur affichée de 26 μm) tandis que dans la zone opposée les C4 sont étirés en forme de colonne ou de sablier (hauteur affichée de 76 μm).

4.1.5 Comportement en fluage

Les résultats montrés précédemment suggèrent un comportement en fluage dans les joints compressés suite à l'application de la force. Afin de confirmer ce comportement et de le comparer à d'autres études, les mesures de déformation des hauteurs des C4 ont été tracées sur des graphiques (Figure 4.10 et Figure 4.11) en fonction de la contrainte nominale appliquée. Le taux de déformation en fluage $\dot{\epsilon}$ du projet a été calculé en divisant la variation de hauteur Δh mesurée par la hauteur nominale h des joints de brasures de 60 μm et par le temps de maintien t :

$$\dot{\epsilon} = \frac{\Delta h}{ht} \quad (4.3)$$

Les courbes dans les graphiques ont été tracées en utilisant les constantes du Tableau 2.3 aux équations (2.13) et (2.14). Les lignes pointillées représentent le modèle de Garofalo sans IMC tandis que les lignes tiretées et pleines représentent le modèle de Garofalo en considérant des précipités de Ag_3Sn ayant un rayon de 30 nm et 28 nm respectivement. Les lignes mixtes trait-point quant à elles représentent le modèle à deux termes de Weertman. Les données expérimentales de la présente étude se situent dans la zone centrale, bordé par les courbes dérivées des modèles d'équations constitutives qui ont été considérées. Toutefois les résultats à

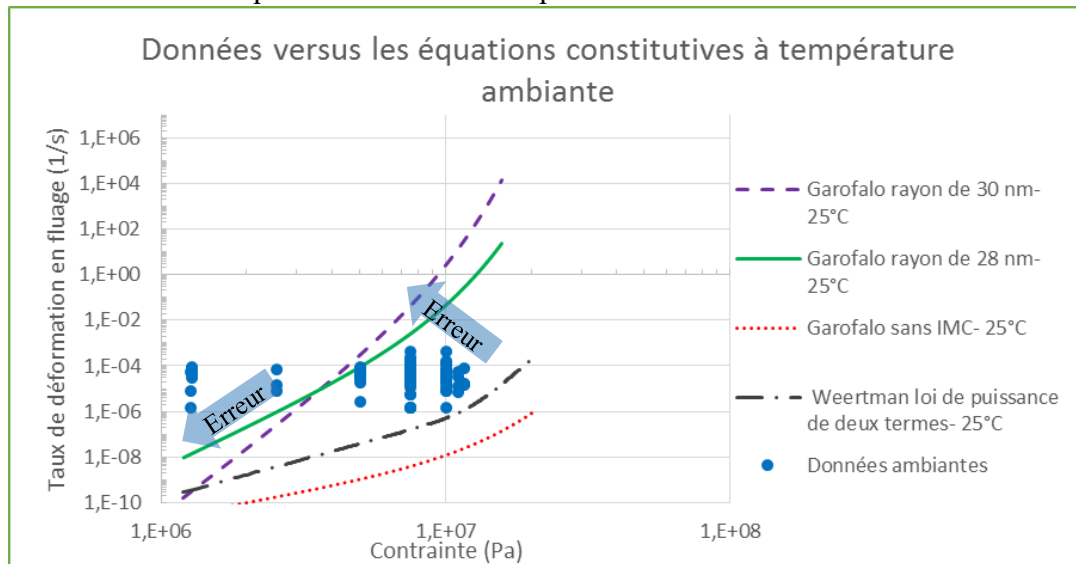


Figure 4.10 Comportement en fluage des échantillons versus les équations constitutives à température ambiante.

température ambiante semble divergente des modèles. La précision des données expérimentales est limitée par l'absence de capteur de déformation directement sur les C4 lors des tests de compression. Ainsi, plusieurs sources d'erreurs en découlent. Les mesures de hauteur sont faites

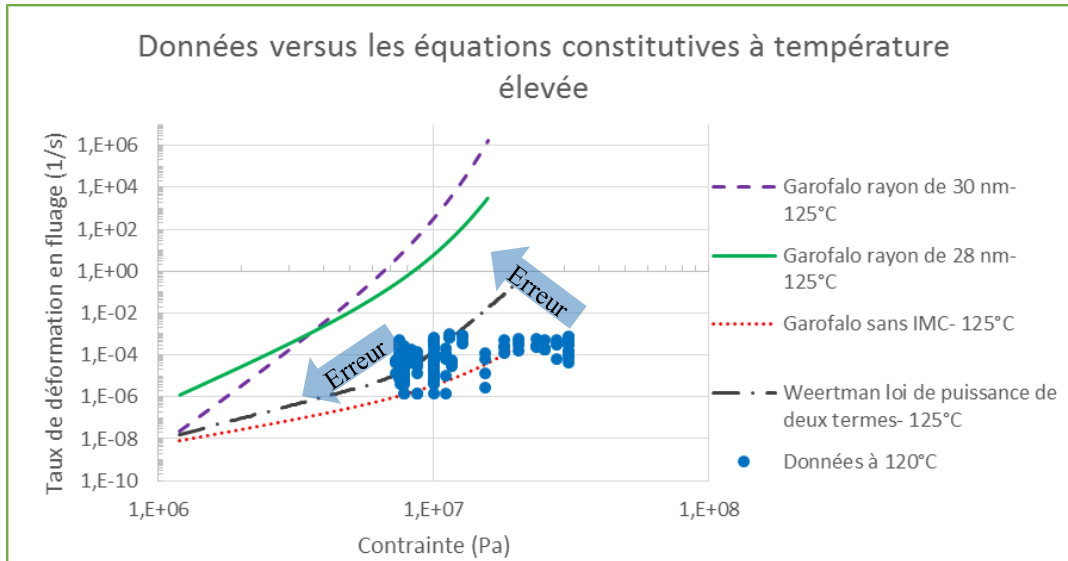


Figure 4.11 Comportement en fluage des échantillons versus les équations constitutives à température élevée.

avec un microscope ayant une résolution de $0,1\mu\text{m}$ ce qui fait en sorte que le taux de déformation en fluage ne peut pas être évalué en deçà de $10^{-5,85}$, une meilleure résolution permettrait d'être plus précis et corriger certains points. De plus, comme mentionné précédemment, la contrainte appliquée est calculée à partir du diamètre nominal des C4, or plus le diamètre des C4 augmente plus la compression augmente, ce qui résulterait en une contrainte réelle plus faible et cela décalerait légèrement les données vers la gauche. Finalement, dans le cas de compression extrême, comme celles engendrées par une compression à angle, les joints de brasures ont peut-être atteint leur déformation maximale avant la fin du temps de maintien. Conséquemment avec l'équation (4.3), lorsque le temps diminue, le taux de fluage augmente, ce qui décalerait certains points vers le haut. En somme, la possibilité de corriger ces erreurs auraient pour effet de décaler certains points comme indiquées par les flèches d'erreurs dans les Figures 4.10 et 4.11.

En considérant les sources d'erreurs, il est intéressant de se demander quelle courbe modèle représente le mieux les données de l'étude, puisque les données à plus haute pression nécessitent une correction, tel que mentionné précédemment. À température ambiante, le modèle de Garofalo considérant un ICM de 28nm semble offrir la meilleure corrélation, si on considère la correction des données en fluage. Le modèle à deux termes de Weertman quant à lui semble

quand même offrir une bonne similarité, mais avec un décalage. À 120°C, le modèle à deux termes de Weertman semble être le mieux adapté en assumant un certain décalage des données selon les flèches. Ce modèle présente une caractéristique intéressante qui sera discuté dans la section nanoindentation suivante, soit le fait d'avoir deux modes de fluage en fonction de l'intensité des contraintes appliquées.

4.1.6 Nanoindentation

Les équations constitutives des modèles de fluage (2.13) et (2.14) sont basées majoritairement sur des BGA et sont conçues pour un alliage de SAC305. On rappelle ici que pour les C4, la composition avoisine le SAC205. Afin d'obtenir un meilleur modèle, des tests de nanoindentation ont été faits sur des C4 non joints (Sn1.4Ag) avec l'aide du département de *Mining and Materials Engineering* de l'université McGill. Ces tests ont permis l'obtention d'un exposant de contrainte n et d'une énergie d'activation Q plus précis. Ils ont aussi permis de trouver le module de Young de l'alliage ainsi que sa dureté.

La nanoindentation est sensible à la topographie, tel que mentionné dans la section méthodologie, la rugosité de surface doit être en deçà de 10% de 600 nm afin de maintenir le niveau d'incertitude de la mesure à un niveau raisonnable. La Figure 4.12 montre l'état avant et

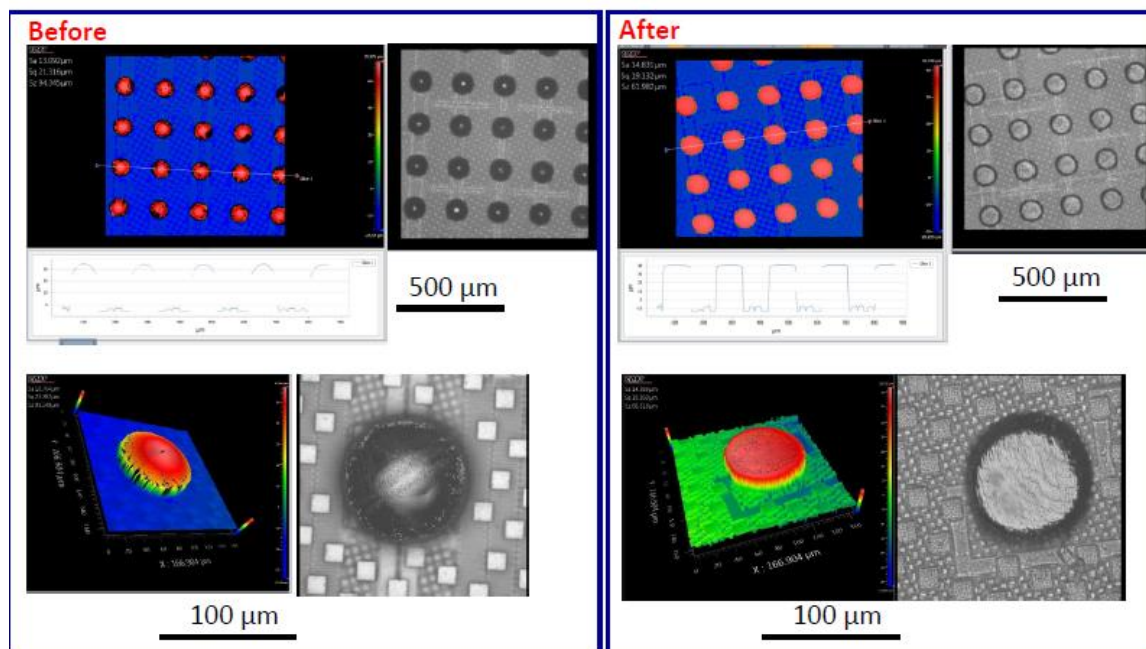


Figure 4.12 État avant et après le polissage des brasures. Images produites par Rubo Zheng et Aroba Saleem.

après le polissage des brasures. La topologie générale après le polissage est beaucoup plus régulière et droite comparativement à celle avant le polissage. De plus, les mesures de hauteurs, qui ne sont pas très visibles sur l'image, montre que la hauteur maximale avant le polissage est de 70 μm en forme de demi-sphère, tandis qu'après le polissage cette hauteur est réduite à 40 μm avec une forme de plateau. La Figure 4.13 montre les résultats de rugosité avant et après le polissage. Dans un cercle de 10 μm , la rugosité de surface décroît de 99 nm à 32nm, qui représente environ 5% de la profondeur minimale de nanoindentation (600nm), ce qui permet de faire des nanoindentations avec des résultats cohérents.

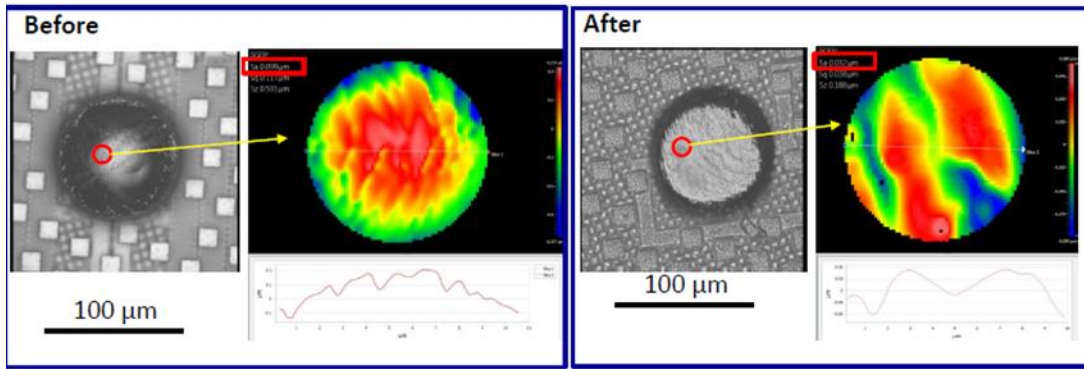


Figure 4.13 Rugosité de surface avant et après le polissage. Images produites par Rubo Zheng et Aroba Saleem.

La Figure 4.14 montre les 10 nanoindentations faites à température ambiante. Certaines nanoindentations ne sont pas numérotées car elles représentent des tests de calibrations.

Le Tableau 4.3 montre les différentes valeurs obtenues par ces tests. Ces résultats ont été obtenus directement à l'aide du logiciel Origin.

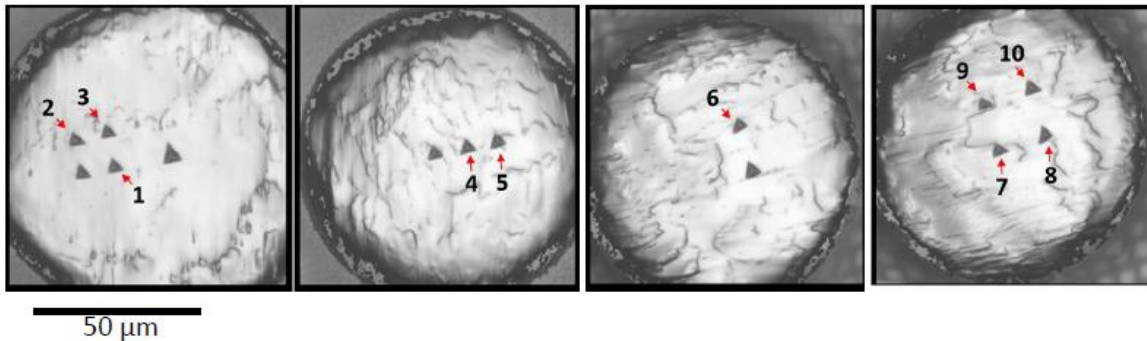


Figure 4.14 Les 10 nanoindentations faites à température ambiante. Images produites par Rubo Zheng et Aroba Saleem.

La contrainte n a été calculée à partir du taux de déformation $\dot{\epsilon}$ avec l'équation (4.4) [72]:

$$\dot{\epsilon} = a\sigma^n \quad (4.4)$$

où a est une constante et σ la contrainte, tandis que le taux de déformation a été calculé à partir du déplacement h et le temps t selon la formule suivante [72]:

$$\dot{\epsilon} = \frac{dh}{dt} \frac{1}{h} \quad (4.5)$$

La contrainte a été calculée à partir de la charge appliquée et de l'aire de contact projetée au temps t .

Tableau 4.3 Valeurs obtenues par la nanoindentation à température ambiante. Tableau produit par Rubo Zheng et Aroba Saleem.

Indent No.	hc(nm)	Pmax(μN)	Er(GPa)	H(GPa)	Drift(nm/s)	Creep stress exponent
1	605.5	1997.0	35.1	0.209	-0.25	11.0
2	653.9	1996.5	46.9	0.180	-0.51	10.8
3	798.2	1996.6	52.0	0.122	-0.54	7.7
4	642.0	1997.4	42.8	0.187	-0.35	13.3
5	728.7	1996.5	51.3	0.146	-0.52	11.4
6	745.2	1996.5	32.0	0.140	-0.61	10.7
7	704.7	1998.9	30.7	0.156	0.69	13.5
8	659.9	1997.1	45.4	0.177	-0.43	11.1
9	576.3	1996.8	42.8	0.230	-0.56	8.2
10	720.4	1996.4	45.9	0.149	-0.73	9.1
Average			42.5	0.169		10.7
Stdev.			7.2	0.032		1.8

Certaines valeurs du Tableau 4.3 sont très différentes l'une de l'autre, comme la valeur de l'exposant n de l'indentation 3 et 7 (7,7 et 13,5). La nanoindentation se fait généralement sur un seul grain d'étain qui est orienté aléatoirement. Comme mentionné dans l'état de l'art, les propriétés de l'étain sont anisotropiques en raison de sa structure tétragonale centrée et ceci est la cause la plus probable de la disparité des résultats. En plus, le rapport de la longueur unitaire des axes définis dans la Figure 2.3 est de 1,83 et le rapport entre les valeurs extrêmes des exposants n est de 1,75. Ces valeurs sont comparables et justifient encore plus la cause de l'orientation cristalline pour expliquer l'écart entre les résultats. Les rapports entre les valeurs calculées ne sont pas parfaitement égaux à 1,83 car les indentations ne sont pas parfaitement alignées avec les axes en plus de l'erreur de résolution de l'appareil.

Les propriétés de l'étain varient aussi en fonction de la température, ainsi 10 autres nanoindentations ont été faites à 80°C et sont présentées à la Figure 4.15 et les résultats dans le Tableau 4.4. Les résultats démontrent ici aussi, une dispersion dans les valeurs. Étant donné que le fluage est un processus activé thermiquement, la théorie prédit que l'exposant n soit plus grand pour une température plus élevée. Or, selon les valeurs recueillies, la valeur moyenne de n , son écart type ainsi que les valeurs extrêmes s'avèrent similaires aux valeurs calculées avec les valeurs recueillies à température ambiante. L'exposant n est dépendant du mécanisme de fluage et, selon la carte de déformation d'Ashby présentée à la Figure 2.13, le mécanisme le plus probable est le mode fluage-dislocation. En effet, bien que la température augmente, à partir d'une contrainte suffisamment élevée le mécanisme est le même peu importe la température, ce qui explique la similarité entre les exposants n à température ambiante et à 80°C. La Figure 4.16 montre les différentes courbes de fluage obtenues par nanoindentation à température ambiante (gauche) et à 80°C (droite). Les cercles rouges représentent le changement de mécanisme de fluage, qui est similaire au modèle à deux termes de Weertman présenté plus haut. En effet, en commençant les indentations, la contrainte est faible, le mécanisme de fluage associé est la diffusion. Lorsque la contrainte augmente, la diffusion n'est pas assez rapide pour accommoder l'énergie apportée par la contrainte, les dislocations se mettent donc en mouvement. En augmentant la température, la diffusion, qui est activée thermiquement, peut soutenir une

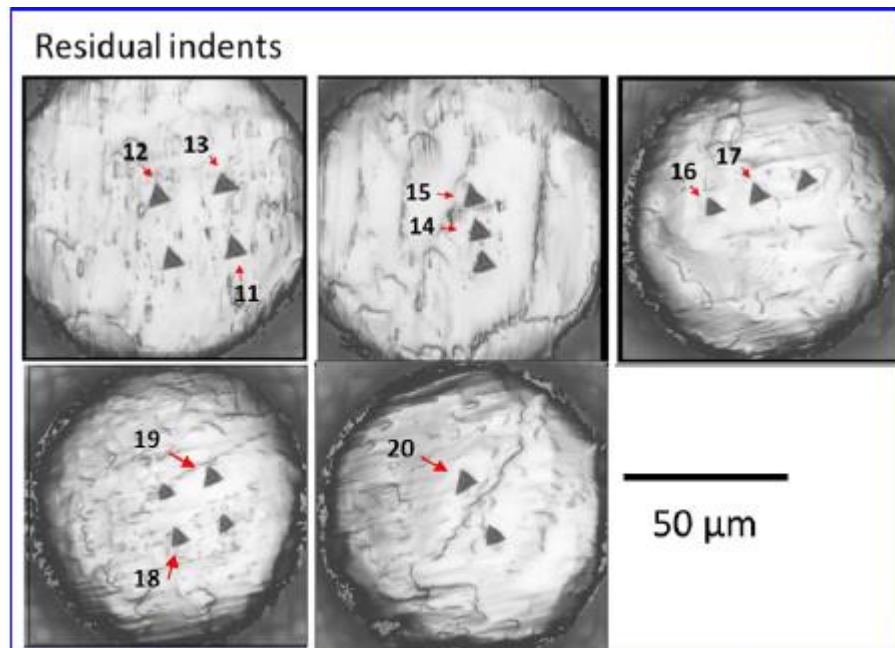


Figure 4.15 Les 10 nanoindentations faites à 80°C. Images produites par Rubo Zheng et Aroba Saleem.

contrainte un peu plus élevée. C'est pourquoi le mécanisme de fluage-dislocation débute avec une contrainte plus grande à 80°C comparativement à la température ambiante.

Tableau 4.4 Valeurs obtenues par la nanoindentation à 80°C. Tableau produit par Rubo Zheng et Aroba Saleem.

Indent No.	hc(nm)	Pmax(μ N)	Er(GPa)	H(GPa)	Drift(nm/s)	Creep stress exponent
11	928.3	1996.6	40.5	0.090	-0.52	8.9
12	941.4	1997.2	48.6	0.087	-0.42	9.5
13	889.2	1998.3	42.9	0.098	-0.06	7.4
14	848.0	1995.2	34.8	0.107	-0.93	8.7
15	898.7	1996.4	43.4	0.096	-0.74	11.2
16	816.1	1999.0	35.4	0.117	0.22	13.3
17	913.2	1997.2	28.9	0.094	-0.33	9.0
18	850.3	1997.8	38.4	0.108	-0.25	12.5
19	776.9	1995.5	48.0	0.129	-0.89	11.4
20	859.9	1996.8	29.2	0.106	-0.73	11.7
Average			39.0	0.103		10.4
Stdev.			7.0	0.013		1.9

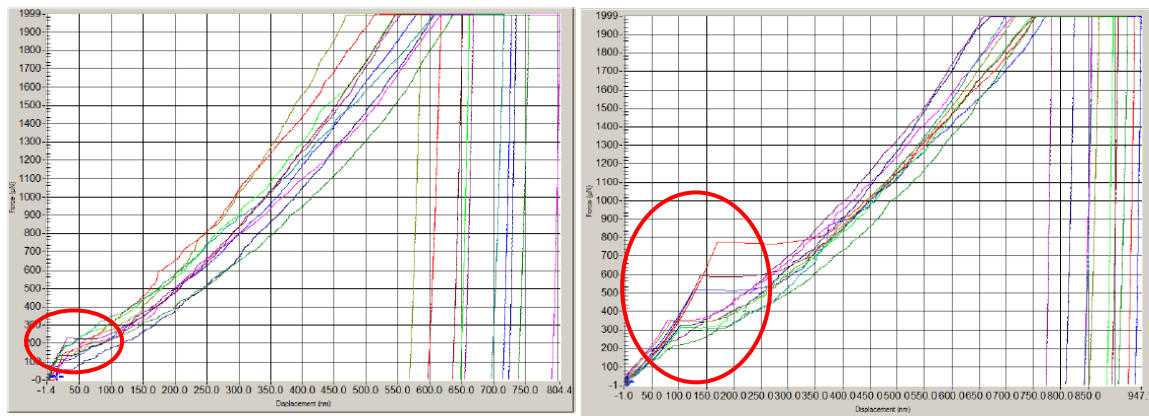


Figure 4.16 Courbes des forces versus le déplacement des nanoindentations faites à température ambiante (gauche) et à 80°C (droite). Les cercles rouges représentent le changement de mécanisme de fluages. Images produites par Rubo Zheng et Aroba Saleem.

En se basant sur l'équation (2.2), le module de Young devrait diminuer avec l'augmentation de température. Les résultats montrent une réduction de 3,5 GPa sur la moyenne du module de Young réduit entre les valeurs à température ambiante et à 80°C. L'écart type ne varie pas en fonction de la température et sa valeur assez grande démontre qu'une erreur importante est associée aux mesures. Le module de Young est directement lié à la structure cristalline des métaux. Ainsi, le même constat que l'exposant n peut être tiré, c'est-à-dire que l'orientation cristalline selon laquelle l'indentation est faite influence directement les résultats. Les valeurs de module présentées dans les tableaux ci-haut sont en fait les modules réduits E_r , tel que décrit au chapitre 2. En effet, les déformations mesurées par l'appareil incluent aussi celle de la pointe de diamant. L'équation (2.17) permet d'obtenir le module de Young E des C4 non-joints en

utilisant 1140 GPa comme valeur de module de Young du diamant et de 0,07 pour son coefficient de Poisson, tandis que celui des C4 est de 0,3 [50] [51] [56]. La valeur moyenne du module de Young des C4 non-joints est de $40,2 \pm 6,6$ GPa à température ambiante. Elles sont plus basses que celles de $51,8 \pm 8$ GPa de Chromik et al. [50] et de 47,1 GPa de Hasnine et al. [56]. Ceci est majoritairement dû au fait que les C4 testés dans ce projet étaient composés de Sn1,4Ag comparativement au SAC305 qui comporte plus d'argent et de cuivre qui sont plus rigide. À 80°C, la valeur moyenne du module de Young est de $36,7 \pm 6,4$ GPa ce qui est très près de la valeur de 36.16 ± 3.21 GPa de Gao et al. [55] obtenue à cette même température.

La même tendance est constater pour les valeurs de dureté, autant au niveau de la comparaison des valeurs avec la littérature que de la disparité des résultats du à l'anisotropie de l'étain. À température ambiante, la valeur moyenne de la dureté est de $0,169 \pm 0,032$ GPa, tandis que Chromik et al. [50] ont mesuré $0,16 \pm 0,06$ GPa et Hasnine et al. [56] 0,26 GPa. La similitude avec l'alliage SAC305 est surprenante pour les résultats de Chromik. Leur méthodologie ne précise pas s'ils ont testé dans l'eutectique ou une phase d'étain pur. Un biais vers les mesures majoritairement prise sur l'Sn pur pourrait expliquer la similitude à nos résultats. À 80°C, la valeur moyenne de la dureté est de $0,103 \pm 0,013$ comparativement à 0.181 ± 0.006 GPa de Gao et al. [55], mesures basé sur le SAC305 plus dur en raison des intermétalliques.

L'énergie d'activation peut être calculée avec l'aide de l'équation (2.20). Pour ce faire, il faut trouver la pente du graphique du taux de déformation logarithmique à contrainte constante en fonction de l'inverse de la température. La Figure 4.17 montre ce graphique avec la pente de la régression linéaire des données. La valeur de la pente multiplié par $-R$ (constante de universelle des gaz) permet d'obtenir la valeur de l'énergie d'activation Q . La valeur de Q calculée est de $7780 \text{ J/mol} \pm 2044 \text{ J/mol}$, ce qui est comparable à celle de $6432,1 \text{ J/mol}$ de Gao et al. [55], mais pas à celles de 42000 J/mol à faible température et $135\,000 \text{ J/mol}$ à haute température de Kerr et Chawla [57]. Dans l'expérience de Kerr et Chawla, ceux-ci corrèlent leurs résultats avec l'énergie de diffusion de l'étain pur le long des lignes de dislocations ou des joints de grains pour la valeur de 42000 J/mol et avec la diffusion dans le réseau pour la valeur de $135\,000 \text{ J/mol}$. Ces deux modes ne correspondent pas à celui identifié précédemment, soit le mode de fluage-dislocation. Gao et al. avaient obtenu une valeur de Q plus élevée de $13\,281,9 \text{ J/mol}$ pour des températures plus élevés. Ils expliquent cette différence avec les dislocations par glissement

(6432,1 J/mol) ou assistés par montée (13 281,9 J/mol). Les C4 utilisées dans ce projet ne contiennent pas beaucoup d'intermétalliques et il y aura peu de dislocation assisté par montée. Ainsi, malgré la variabilité des données, l'étendu de la valeur calculée correspond aux valeurs de la littérature pour les bons mécanismes de fluage.

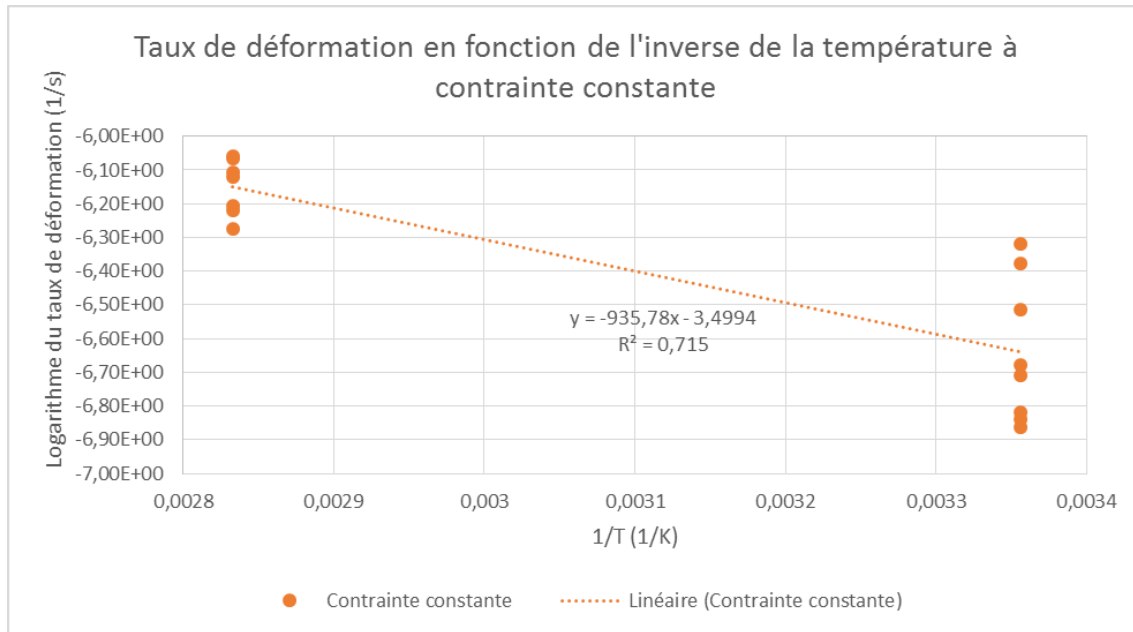


Figure 4.17 Graphique permettant le calcul de l'énergie d'activation des C4 non-joints.

4.1.7 Ajustement des courbes de fluages

À partir des résultats de nanoindentation et des théories des mécanismes fluages, des équations plus adaptées au fluage des essais sont dérivées. Étant donné que les résultats de la section 4.1.5 ont démontré une bonne correspondance avec le modèle à deux termes de Weertman et que les tests de nanoindentation ont permis d'isoler le point de transition du mécanisme de fluage à la section 4.1.6, c'est ce modèle qui a été choisi (équation (2.14)). L'énergie d'activation Q_L et Q_H utilisée est de 7780 J/mol et l'exposant de haute contrainte n_H est de 10,5. À faible contrainte, les mécanismes de fluages de Coble, Nabarro-Herring et Harper-Dorn suggèrent un exposant de 1 tandis que celui des glissements aux joints de grains suppose un exposant de 2. Un exposant de 1,25 est donc choisi afin de tenir compte de l'ensemble des mécanismes potentiels. Considérant que peu de grains sont présents, comme l'a montré l'analyse de la microstructure en jeu, ceux-ci sont considérés comme gros par rapport au C4. La valeur de A_L choisi est de 10 est appropriée pour refléter le mécanisme de Nabarro-Herring qui agit en présence de plus gros grains. A_H , valant 10^{26} , est ajusté pour refléter l'endroit du changement de mécanisme autour

de 10 MPa. Ces modèles ajustés sont présentés à la Figure 4.18. À température ambiante les données expérimentales correspondent mieux au modèle présenté que les précédents. À 120°C, les données expérimentales ne suivant pas l'inflexion de la courbe théorique, toutefois les sources d'erreurs à plus haute contraintes n'ont pas été considérées. Le niveau d'incertitude des résultats de nanoindentation mesuré à haute contrainte est faible.

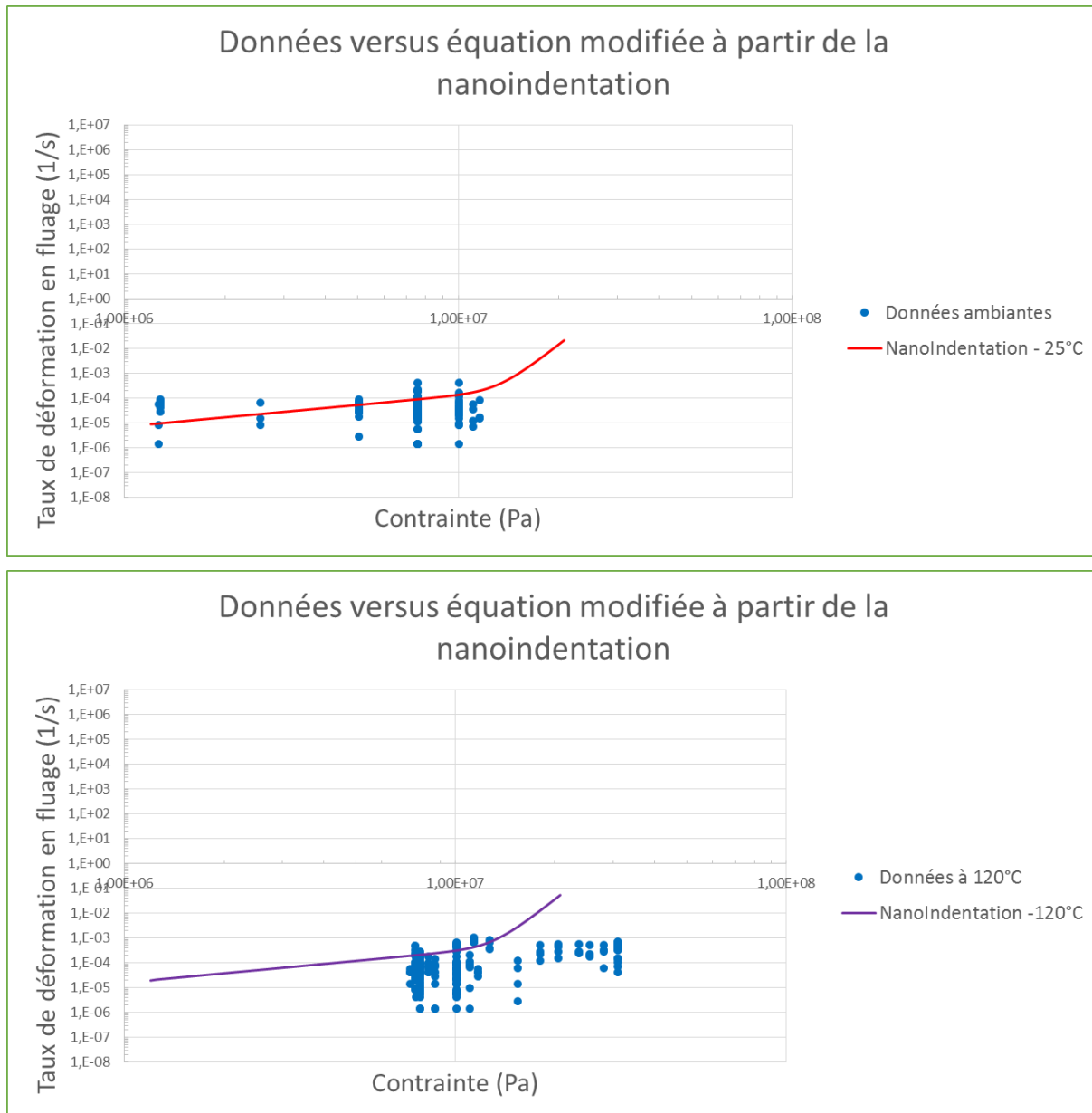


Figure 4.18 Graphique des données de fluage à température ambiante et à 120°C en fonction du modèle de Weertman ajusté avec les résultats de nanoindentation.

4.2 Intégrité des interconnexions suite aux tests de compression sans underfill

4.2.1 Microscopie acoustique (CSAM)

La Figure 4.19 présente les résultats de l'inspection CSAM à différentes interfaces avant et après les tests de compression. Aucune délamination ou fissure n'a été observée autant au niveau des interfaces des C4 avec le laminé ou la puce qu'au niveau des couches diélectriques. Les formes semblables à une ombre peuvent laisser croire qu'il y a délamination, or, cela a été confirmé que ce n'était seulement qu'une réponse d'imagerie due à la pénétration non-uniforme de l'eau durant le mouvement du CSAM en raison de l'absence d'underfill.

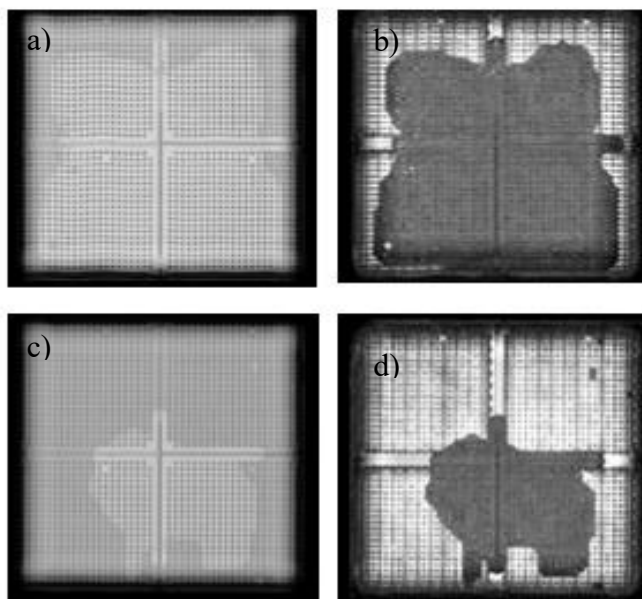


Figure 4.19 Résultats du CSAM: a) Interface puce/C4 pré-test; b) Interface laminé/C4 pré-test; c) Interface puce/C4 post-test; d) Interface laminé/C4 post-test.

La force appliquée sur les puces est transmises aux C4 directement, sans l'entremise d'underfill. Ceci fait en sorte que les C4 sont soumis entièrement la force de compression. La direction de la force, qui est perpendiculaire à la puce, au laminé et ainsi qu'aux différentes couches diélectriques, ne favorisent pas la fissuration ou la délamination. Ces modes de défaillances sont plutôt observées lorsqu'une force de cisaillement est présente comme après la solidification des C4 qui transmettent leurs contraintes résiduelles dues à la différence de CTE entre la puce et le laminé, ou encore lors de certaines manipulations engendrant du cisaillement. Pour les tests à 120°C, aucune délamination n'a été observée, laissant croire que les contraintes thermiques

engendrées n'étaient pas assez grande pour causer des défauts. De plus, le fait que la force soit en compression, et non en tension, fait en sorte que s'il y avait des amorces de fissure, celles-ci se verraient fermées plutôt que propagées par la force de compression appliquée. Le fait qu'aucun défaut n'a été observé est cohérent avec le type de force et d'assemblage.

4.2.2 Séparation par traction

Certaines puces ont été séparées du laminé par essais de traction afin d'observer l'état des C4 sur l'entièreté de la puce. Du colorant rouge a été inséré entre la puce et le laminé afin d'identifier des fissures qui seraient présentes avant la séparation de la puce qui serait causées par les tests de compression. Dans le cas d'une fissure préalable, la surface de séparation serait complètement rouge. La Figure 4.20 montre un exemple de séparation effectuée avec du colorant rouge sur une puce sujette à un chargement à angle normal. L'interface montre que les C4 ont un diamètre constant sur toute la surface de la puce. De plus, aucun signe de fissure préalable n'a été détecté parmi toutes les séparations effectuées.

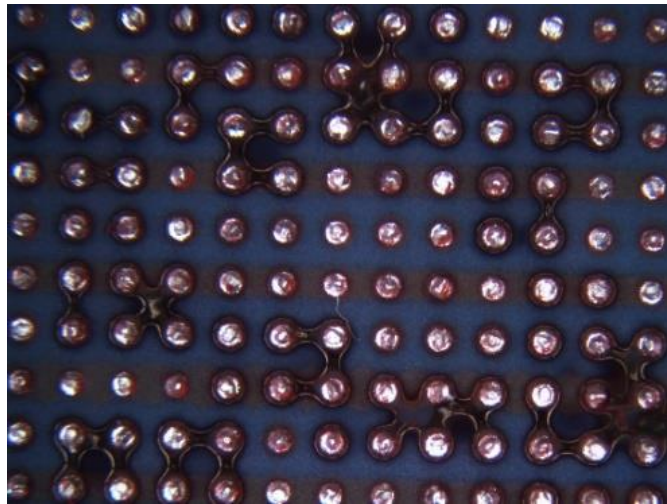


Figure 4.20 Séparation par traction avec colorant rouge sur une puce sujette à un chargement à angle normal.

Dans le cas d'un chargement appliqué à angle, la séparation montre qu'à l'opposé de l'endroit initial de l'application de la charge (Figure 4.21a) il y a un léger rétrécissement du diamètre, tandis que les diamètres dans la région près du contact initial de la charge (Figure 4.21b) élargissent progressivement vers le coin de la puce. Des possibilités de pont y sont visibles selon la résolution du microscope optique qui laisse présager des risques de détecter des défaillances aux tests électriques. Toutefois, dans les deux cas de chargement (à angle normal et inclinée), les tests de traction montrent que la séparation s'est effectuée au niveau des C4 et n'a démontré

aucune infiltration avec le colorant rouge au niveau des joints de brasure. Cela semble confirmer les observations en CSAM que les tests de compression n'engendrent pas de fissures dans les joints C4 et n'endommagent pas non plus les autres composantes de l'assemblage, comme la couche diélectrique.

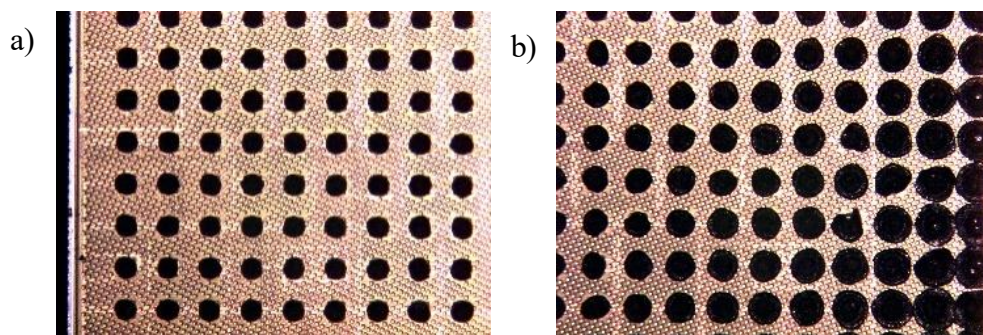


Figure 4.21 Séparation par traction sans colorant rouge sur une puce soumise à un chargement incliné. a) Côté éloigné du contact initial de la charge; b) Côté rapproché du contact initial de la charge.

4.2.3 Coupes transversales

Plusieurs coupes transversales de C4 ont été faites selon différentes conditions de température et de chargement afin d'obtenir des confirmations physiques des microstructures, comme montré à la Figure 4.22. Pour chacun des cas présentés, les images de droites et de gauches représentent les C4 des coins tandis que les images centrales représentent des C4 issues du centre de la microplaquette. Les C4 de la Figure 4.22a sont des C4 de références, tout comme l'image présentée à la Figure 4.9 obtenue par tomographie 3D. Ceux-ci ont une forme légèrement bombée de tonneau et ont une hauteur typique des C4 issues du procédé de jonction. Les C4 soumis à un chargement normal à température ambiante et à 120°C (Figure 4.22b et c respectivement) subissent un léger aplatissement sans subir de dommages détectables et conservent leur forme initiale typique. Toutefois, les coupes des C4 sous un chargement incliné à température ambiante et à 120°C confirment une nette déformation en compression d'un côté et en elongation de l'autre tel que quantifié par les mesures de hauteur du microscope XYZ et celles de la tomographie 3D. En plus, certains défauts ont été isolés. La Figure 4.22d montre que des fissures apparaissent sur le C4 ayant la plus grande réduction de hauteur durant le chargement incliné à température ambiante. Ces fissures ou début de fissures n'ont pas été observées lors de quelques essais de traction. De telles fissures pourraient, ou non, s'auto-réparer lors du passage à la température de fusion du SAC durant le procédé d'attache des BGA,

ces fissures pourraient présenter un risque en fiabilité. La Figure 4.22e montre un espacement grandement réduit ($\sim 2\mu\text{m}$) entre les deux C4 les plus comprimés après un chargement incliné à 120°C . Il s'agit d'un espacement entre C4 si réduit qu'il est possible que l'ajout subséquent d'un underfill ne puisse pas pénétrer dans cet espace entre ces deux joints et, par conséquent, présente

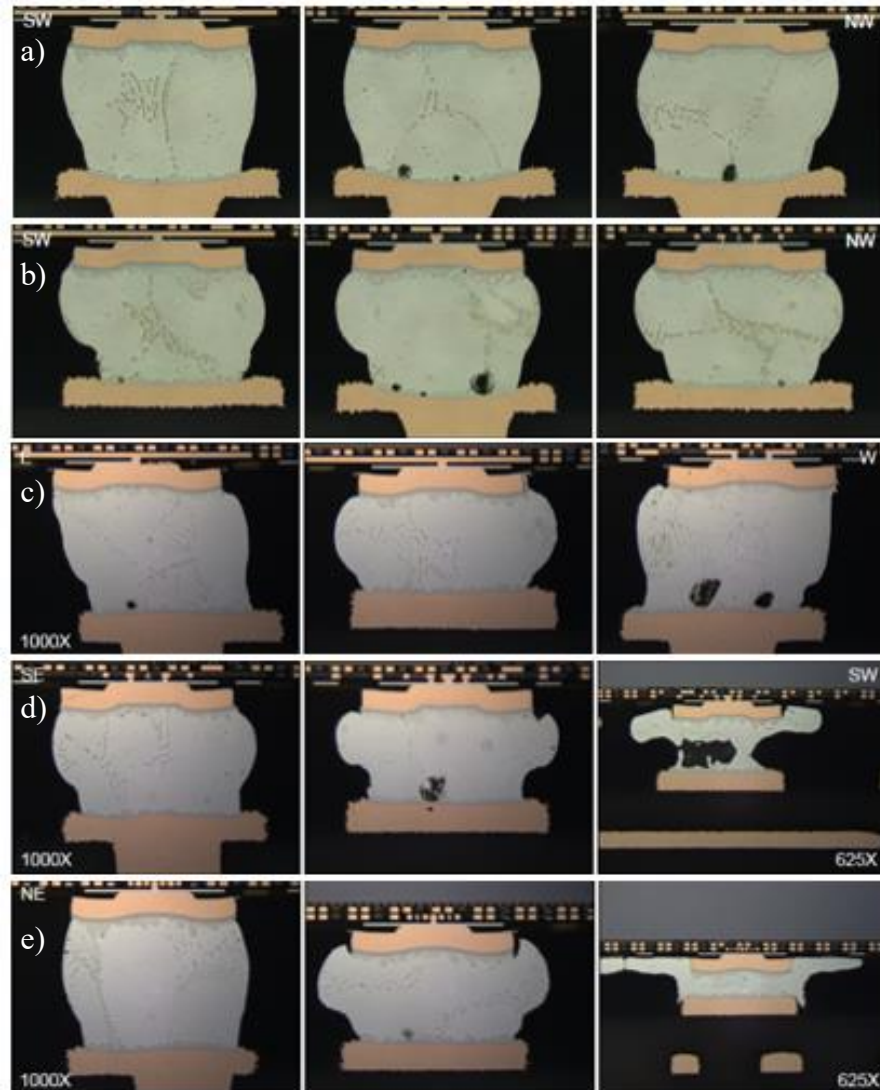


Figure 4.22 Coupes transversales des C4. a) Joint typique, sans pression appliquée; b) Chargement normal à température ambiante; c) Chargement normal à 120°C ; d) Chargement incliné à température ambiante; e) Chargement incliné à 120°C .

un risque de pont des brasures lors d'une opération de refonte ultérieure. Ces observations confirment l'importance de mettre en place des pratiques rigoureuses de tests électriques de contrôle afin d'éviter toutes possibilités d'appliquer des charges de compression qui ne sont pas parfaitement verticales.

Les coupes transversales ont été observées sous polarisation croisée à l'aide d'un microscope optique afin d'observer la microstructure des joints de grains. Comme mentionné précédemment, les C4 comportent normalement que quelques grains et c'est ce que confirme la Figure 4.23a où seulement 3 grains y sont présents. Les C4 qui sont légèrement déformés (en deçà de $10\mu\text{m}$), autant à température ambiante (Figure 4.23b) qu'à 120°C (Figure 4.23c), montrent une microstructure similaire. Par contre, les C4 ayant subi une déformation significative (en haut de $20\mu\text{m}$), autant à température ambiante (Figure 4.23d) qu'à 120°C (Figure 4.23e), montrent un plus grand nombre de grains dont la microstructure est plus fine. Ces grains semblent orientés aléatoirement et équiaxes. Ceci laisse croire que plus un joint est déformé, plus celui-ci emmagasine de l'énergie interne en raison des défauts accumulés (i.e. les

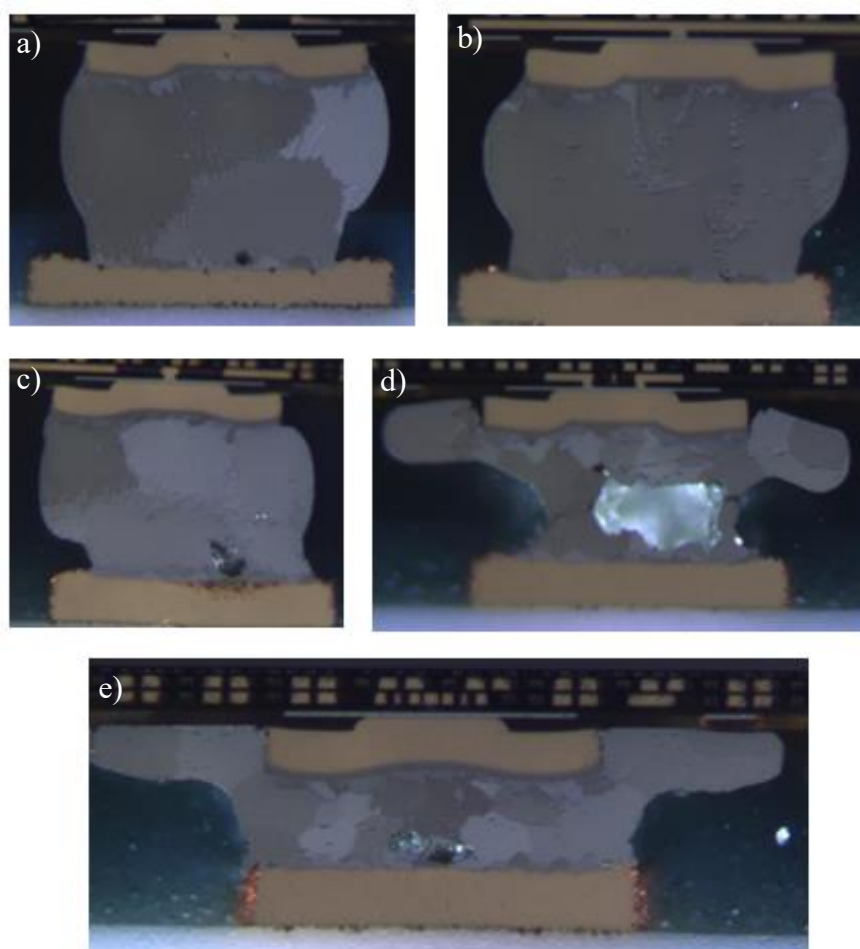


Figure 4.23 Polarisation croisée de coupes transversales. a) Joint typique sans déformation; b) Joint légèrement déformé ($4,5\mu\text{m}$) à température ambiante; c) Joint légèrement déformé ($7,5\mu\text{m}$) à 120°C ; d) Joint significativement déformé ($29,3\mu\text{m}$) à température ambiante ; e) Joint significativement déformé ($59,5\mu\text{m}$) à 120°C .

dislocations et la diffusion) et subi de manière subséquente une recristallisation permettant de réduire cette énergie interne.

Ces observations sont cohérentes avec le phénomène de la recristallisation qui se produit au-delà de $0,4T_f$ [19] et les alliages SAC sont aux alentours de $0,6T_f$ à température ambiante et presque à $0,8T_f$ à 120°C .

Afin de visualiser l'impact des procédés d'assemblage subséquent sur le comportement de la microstructure des joints en lien avec la déformation subie suite aux tests de compression, certains modules ont été acheminés au procédé d'underfill et ensuite au procédé d'attache des BGA. Ces modules ont par la suite été inspectés sous microscopie optique à polarisation croisée. Les C4 avec une légère déformation (Figure 4.24a) montrent une microstructure typique de 2-3 grains représentant un joint recuit de cette taille. Par contre, le tiers des joints avec une déformation importante montre une microstructure complètement différente (Figure 4.24b). Plusieurs petits grains sont présents et laissent présager plusieurs sites de germination. Ceci s'effectue principalement lorsque la surfusion est plus importante [73] [74] [75]. Étant donné l'espace réduit entre les deux socles, le refroidissement s'effectue donc plus rapidement et une plus grande surfusion se produit, résultant en une microstructure plus fine avec de nombreux joints de grains.

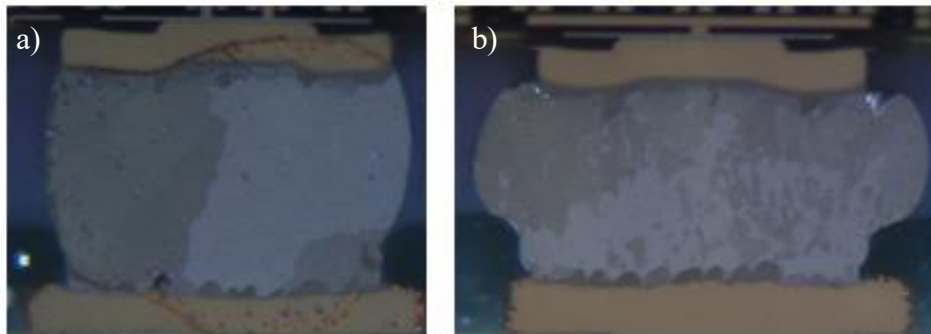


Figure 4.24 Microstructure des C4 après la refonte du procédé d'attache des BGA. a) Légèrement déformé ($3,1\mu\text{m}$); b) Significativement déformé ($15,7\mu\text{m}$).

4.2.4 Diffraction d'électrons rétrodiffusés (EBSD)

La polarisation croisée permet d'avoir une bonne idée du nombre de grains dans un C4, mais elle n'indique pas l'orientation de ses grains; ce que l'EBSD permet de faire. La Figure 4.26 montre la légende de l'orientation cristalline de l'étain bêta. La Figure 4.25 montre une image EBSD d'un C4 significativement déformé après les tests de compression à température élevée. Environ une vingtaine de grains y sont visibles et ceux-ci sont orientés dans toutes les directions et d'une manière qui semble aléatoire. Ceci montre bien la recristallisation des C4 suite à la contrainte mécanique appliquée. Les grains dans le coin du C4 sont plus petits et plus nombreux. Comme mentionné dans la littérature, les sections ayant une concentration de déformation favorisaient l'initiation de la recristallisation [20]. C'est pourquoi les coins, qui ont une plus petite section, ont plus de grains.

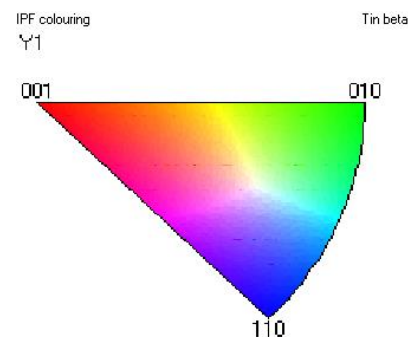


Figure 4.26 Légende de l'orientation des grains d'étain bêta.

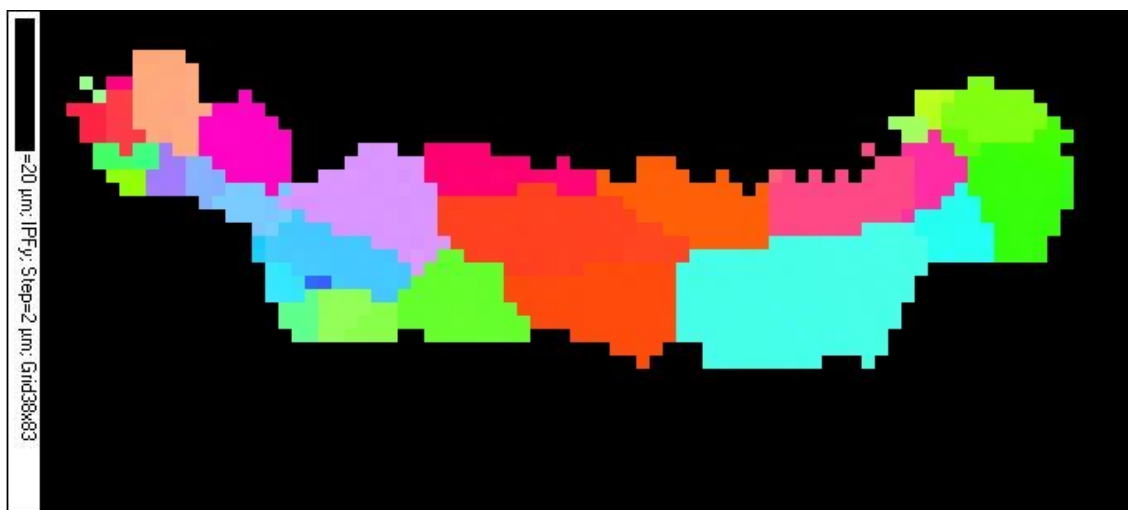


Figure 4.25 Image EBSD d'un C4 significativement déformé après les tests de compression.

La Figure 4.27 montre un C4 légèrement déformé après la refonte du procédé d'attache des BGA ayant subi au préalable une compression à température ambiante. Plusieurs grains sont visibles, toutefois, ceux-ci semblent orientés majoritairement selon la direction $[010]$ avec une

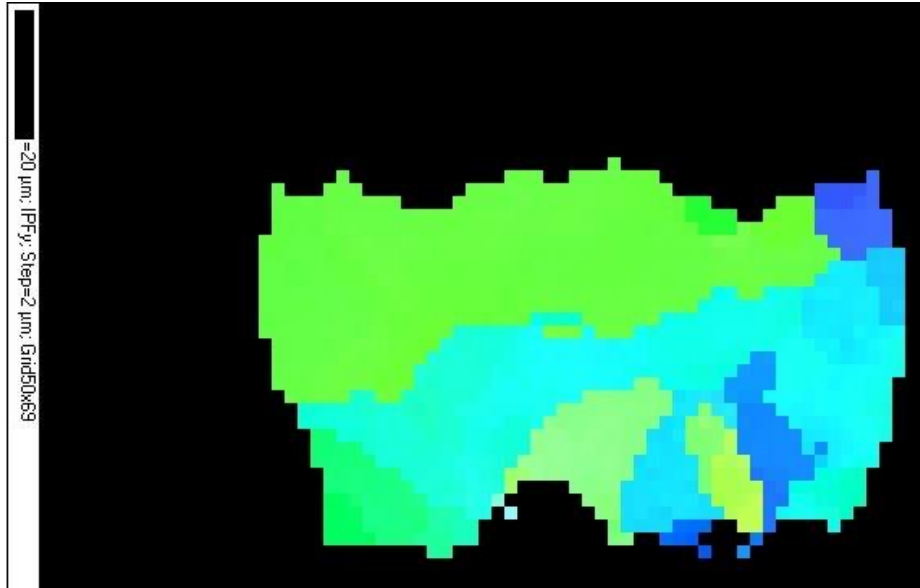


Figure 4.27 Image EBSD d'un C4 légèrement déformé après refonte du procédé d'attache des BGA.

légère rotation des grains de droite vers l'orientation $[110]$. Deux grains sont plus gros que les autres et ressemblent à du maillage. Le fait que le C4 est légèrement déformé, il est supposé que sa surfusion n'est pas si grande, entraînant une structure de type ballon de plage tel que décrit par les études d'Arfeai et al. [75] ainsi que Parks et al. [74]. Quand la surfusion est plus grande, la microstructure est plus fine en raison du plus grand nombre de sites de germination potentiel. Ainsi, la chaleur semble s'évacuer plus rapidement du côté du laminé (bas de l'image). Ce qui est logique puisque plus de traces de cuivre y sont présents. De plus, les deux gros grains du côté puce correspondent à un front de solidification plan, tandis que la direction des grains du côté laminé est typique d'une croissance colonnaire telle qu'illustré par la Figure 4.29a-b. Ce qui renforce l'hypothèse d'un gradient de température plus faible du côté puce et plus fort du côté laminé.

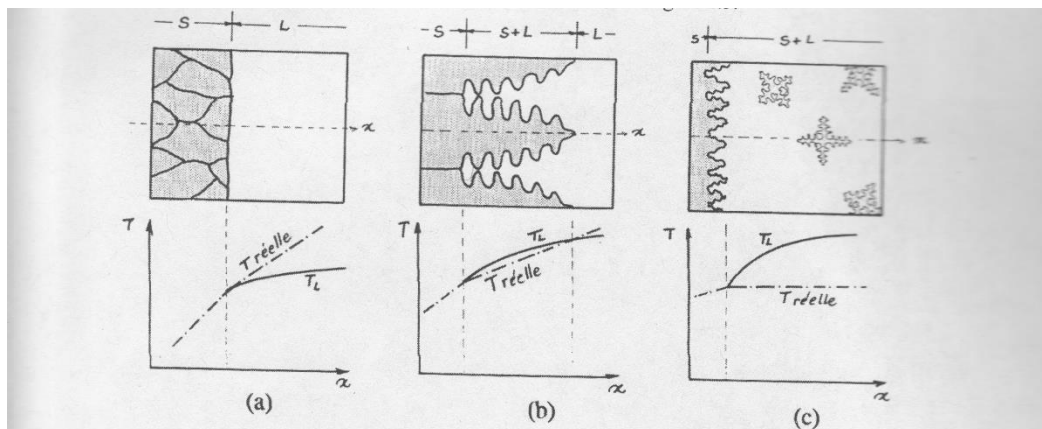


Figure 4.29 Front de solidification; a) Plan; b) croissance colonnaire; c) germination et croissance dendritique dans le liquide en surfusion. Dorlot et Verreman [75]

La Figure 4.28 présente un C4 avec déformation importante après la refonte du procédé d'attache des BGA. Plusieurs grains sont présents et sont presque tous dans l'orientation [010]. Les grains centraux ont une légère tendance colonnaire, mais restent assez éparses. La combinaison d'une croissance colonnaire et d'une germination au sein du liquide en surfusion est probable et se corrèle bien avec les observations faites des C4 significativement déformés de la Figure 4.24b. Une microstructure plus fine et avec grains plus nombreux est plus sensible à la fatigue en raison de l'augmentation des glissements aux joints de grains, c'est une configuration qui présente un risque en fiabilité des assemblages.

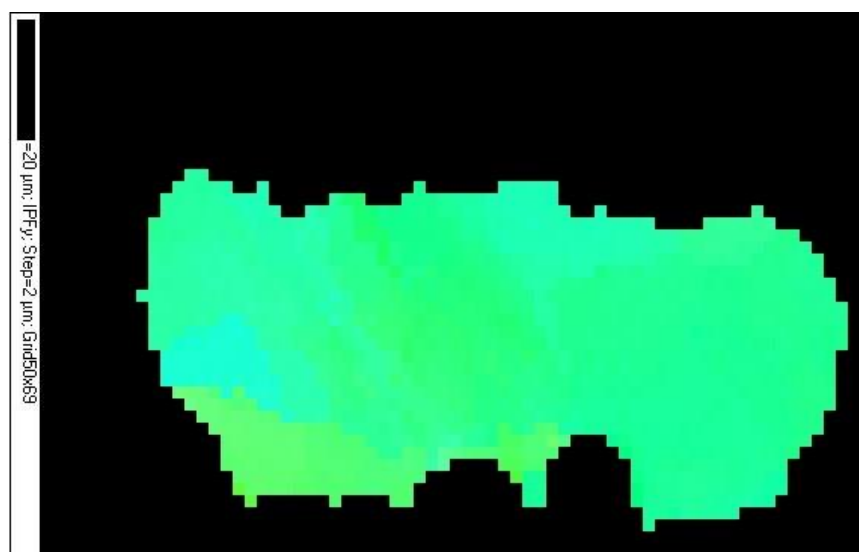


Figure 4.28 Image EBSD d'un C4 significativement déformé après refonte du procédé d'attache des BGA.

4.2.5 Fiabilité

À cette fin, les assemblages avec underfill et BGA, tels que décrits dans la section méthodologie, ont été soumis à un DTC afin d'évaluer les impacts de fiabilité. Le Tableau 4.5 montre les résultats de ces tests. La lecture des valeurs de résistances est effectuée après le pré-conditionnement t_p et à chaque 250 cycles jusqu'à 1000 cycles. Malgré la différence entre les conditions de compression sur les pièces, aucune défaillance électrique en fiabilité. Une défaillance est définie par une variation de résistance de plus de 20% par rapport à la valeur initiale t_0 . Ceci pourrait s'expliquer grâce à la présence d'underfill qui mitige les sensibilités des C4 à la fatigue. Néanmoins, en raison de la quantité limitée d'assemblages ayant subis un chargement incliné, il est recommandé de faire des tests supplémentaires avec plus de pièces sous chargement incliné afin de bien comprendre l'impact de cette condition. Certains échantillons ont été observés sous microscopie à polarisation croisée pour comprendre l'évolution de la microstructure suite au cyclage thermique. Les C4 légèrement déformés (Figure 4.30a) montrent une microstructure différente des C4 non déformés après les tests de compression (Figure 4.23 a-b-c) et après le traitement thermique de la fusion de la brasure du procédé d'attache des BGA (Figure 4.24a). En effet, au lieu d'avoir 2-3 joints, les C4 comportent maintenant environ 5-8 grains en plus de voir les intermétalliques se distribuer uniformément dans le volume du C4 et non seulement aux joints de grains. Ceci est dû au fait que la solubilité des éléments (Ag et Cu) augmentent avec la température.

Tableau 4.5 Résultats des tests de fiabilité en DTC

<i>Temps de lecture</i>	<i>Nombre de défaillance par lecture</i>				
	Cellule A	Cellule B	Cellule C	Cellule D	Cellule E
<i>Quantité</i>	8	5	1	5	1
<i>Conditions de tests</i>	Aucune	120°C - 20 minutes Angle Normal	120°C – 20 minutes Incliné	Ambiant – 10 minutes 120°C – 10 minutes Angle normal	Ambiant – 10 minutes 120°C – 10 minutes Incliné
t_0	0	0	0	0	0
t_p	0	0	0	0	0
t_{250}	0	0	0	0	0
t_{500}	0	0	0	0	0
t_{750}	0	0	0	0	0
t_{1000}	0	0	0	0	0

Lors d'un test DTC, la température descend à -40°C , lors de cette incursion thermique, les intermétalliques dispersés dans les grains d'étain sont éjectés de l'étain par diffusion et se regroupent. Les contraintes engendrées par le cyclage thermique, en raison de la différence de CTE entre le laminé et la puce, font en sorte que les C4 emmagasinent de l'énergie interne. Tout comme lors des tests de compression, afin de diminuer leur énergie interne, les C4 se recristallisent pour former de plus petits grains. Les C4 significativement déformés (Figure 4.30b) présentent une microstructure similaire à ceux non déformés après DTC, soit 5-8 grains et les intermétalliques distribuer dans le C4. Ce phénomène est anticipé car ils ont subi les mêmes contraintes en DTC. Par contre, comme les joints significativement déformés sont plus propice à la propagation de fissures selon la littérature [23] [25], il est encore ici recommandé de faire plus de tests en fiabilité avec des C4 significativement déformés afin d'évaluer jusqu'à quel point la variation de hauteur des C4 peu impacter la fiabilité.

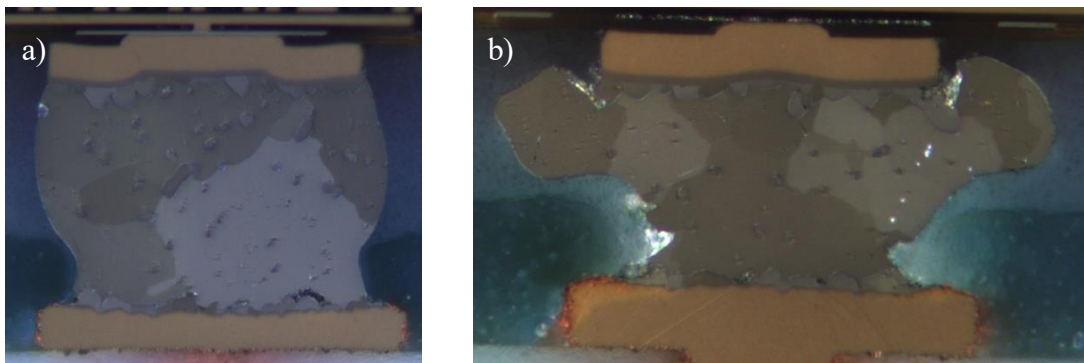


Figure 4.30 Microstructure des C4 après 1000 cycles de DTC a) Légèrement déformé ($2,6\mu\text{m}$); b) Significativement déformé ($22,9\mu\text{m}$).

CHAPITRE 5. CONCLUSION

La recherche effectuée lors du projet a permis de comprendre le comportement d'un assemblage sans underfill et sans capot soumis à un chargement en compression, en plus d'évaluer les risques auxquels les interconnexions sans plomb sont exposées lors des tests électriques des MCM avant un procédé de réusinage.

Il a été démontré que le fluage est présent autant à température ambiante qu'à température élevée. Des tests de nanoindentation ont permis d'évaluer des paramètres en fluages particulières aux C4 du projet qui se rapproche de l'alliage SAC205; l'énergie d'activation obtenue a été de 7780J/mol pour une température entre 25°C et 80°C avec un exposant de contrainte de 1,25 pour de faibles contraintes et de 10,5 pour de fortes contraintes. Ces mesures semblent cohérentes avec la littérature existante sur le sujet en considérant les particularités de la composition de l'alliage des C4 et la ductilité résultante de cet alliage. Avec ces mesures, et en tenant compte des sources d'erreurs et leurs tendances, une bonne corrélation entre les équations constitutives et le comportement en fluage est obtenue; et une conformité au modèle à deux termes de Weertman.

Bien que le fluage soit présent, cela ne représente qu'une déformation d'environ 10% de sa hauteur original lors d'une compression à angle normale, autant à température ambiante qu'à température élevée. Sous ces conditions, aucun défaut ou signe de dégradation n'a été observé autant au niveau de l'assemblage complet qu'après 1000 cycles de cyclage thermique. Par contre, un léger angle ($<3,5^\circ$) de compression peut induire des déformations importantes sur des assemblages de petites tailles ($<8\text{mm}$) au point que des défauts, telle que la fissuration des interconnexions (température ambiante) ou la formation de ponts (température élevée), peuvent survenir. La microstructure des joints fortement déformés sous un chargement incliné a subi une recristallisation en de plus petits grains qui ne retrouveront pas nécessairement leur taille originale après un recuit de BGA. Malgré le niveau important de déformation, tous les assemblages ont passés le test de fiabilité. Ces travaux font ressortir l'importance de l'angle de chargement des pièces lors de l'opération du test électrique. L'angle est un facteur plus important que la valeur absolue de la charge (au-delà d'un certain seuil) et que la température à laquelle est appliquée cette charge (sous le point de fusion de l'alliage). Cela confirme l'importance de bien encadrer la manutention des modules lors de tels tests.

Ce projet se distingue par la caractérisation d'un assemblage sans underfill et sans capot soumis à un chargement en compression. Les compagnies font leurs tests électriques avec de l'underfill et souvent avec un capot, ceci complique le procédé subséquent de réusinage si une puce s'avère défectueuse lors du test. Les caractérisations mécaniques effectuées ici ouvre la possibilité de délimiter les conditions requises pour effectuer des tests électriques sur les pièces sans la protection de l'encapsulant. Ceci ouvre la possibilité d'élaborer des procédés de réusinage ou de remplacement des puces défectueuses.

La compression des tests électriques est normalement faite à angle normal. Or, il a été démontré qu'un léger angle peut causer des déformations importantes. Il serait bien, dans de nouvelles perspectives de recherche, de caractériser les paramètres d'un tel angle : Quel est l'angle critique? La cambrure du laminé organique influe-t-elle sur l'angle de compression? Quelle est la déformation maximale des interconnexions avant un problème de fiabilité? De plus, ce projet n'avait pas pour but de tester de manière exhaustive la fiabilité des assemblages ayant subi un chargement incliné. Des essais plus étendus seraient requis pour établir la fiabilité sous différentes conditions de charges. Aussi, il a été démontré que le fluage joue un rôle majeure dans le mécanisme de la déformation des C4, toutefois l'étude de la dépendance du fluage en fonction du temps de charge n'a pas été fait de manière exhaustive et serait une suite intéressantes aux conclusions présenté ici, il est donc recommander d'effectuer différentes compressions en variant le temps de maintien pour mieux comprendre l'impact du temps et augmenter les données en fluages.

REFERENCES

- [1] R. X. Cringely, «Breaking Moore's Law,» 2013. [En ligne]. Available: <http://betanews.com/2013/10/15/breaking-moores-law/>. [Accès le Novembre 2015].
- [2] C. King, «Moore's Law Is Golden,» Computer World, [En ligne]. Available: <http://www.computerworld.com/article/2912683/computer-processors/moore-s-law-is-golden.html>. [Accès le 10 Septembre 2016].
- [3] J. Rabaey, Digital Integrated Circuits (2nd Edition), Prentice Hall, Inc, 2007.
- [4] J. Lau et C. Chang, «Characteristics and Reliability of Fast-Flow , Snap-Cure , and IReworkable Underfills for Solder Bumped Flip Chip on Low-Cost Substrate,» *Electronics Manufacturing Technology Symposium*, pp. 324-337, 2000.
- [5] H. Li, L. Wang et C. Wong, «Development of new reworkable epoxy resins for flip chip underfill,» *International Symposium on Advanced Packaging Materials*, pp. 289-294, 2000.
- [6] R. Horsley, N. Ekere et B. Salam, «Effect of Lead-free BGA Rework on Joint Microstructure and Intermetallic Compound Formation,» *IEEE Electronic Components and Technology Conference*, pp. 1497-1501, 2002.
- [7] P. Wood, «Double-sided Lead-Free Rework,» *SMT Tech Solution*, pp. 12-13, 2008.
- [8] T. Y. Wu, Y. Tsukada et W. T. Chen, «Materials and Mechanics Issues in Flip-Chip Organic Packaging,» *Electronic Components and Technology Conference*, pp. 524-534, 1996.
- [9] G. Di Giacomo et S. Oggioni, «Reliability of Flip Chip Applications with Ceramic and Organic Chip Carriers,» *Microelectronics Reliability*, pp. 1541-1546, 2002.
- [10] E. J. Marinissen et P. Hannaway, «Wafer Probing on Fine-Pitch Micro-Bumps for 2.5D- and 3D-SICs,» *IEEE South-West Test Workshop*, pp. 1-22, June 2011.
- [11] T. R. Bieler, H. Jiang, L. P. Lehman, T. Kirkpatrick, E. J. Cotts et B. Nandagopal, «Influence of Sn Grain Size and Orientation on the Thermomechanical Response and Reliability of Pb-free Solder Joints,» *IEEE TRANSACTIONS ON COMPONENTS AND PACKAGING TECHNOLOGIES*, pp. 370-380, June 2008.
- [12] C. Handwerker, U. Kattner et K.-W. Moon, «Chapter 2 : Fundamental Properties of Pb-Free Solder Alloys,» chez *Lead-Free Soldering*, 2007, pp. 22-74.

-
- [13] G. Cuddalorepatta, M. Williams et A. Dasgupta, «Viscoplastic Creep Response and Microstructure of As-Fabricated Microscale Sn-3.0Ag-0.5Cu Solder Interconnects,» *ELECTRONIC MATERIALS*, vol. 39, n° 110, pp. 2292-2309, 29 juin 2010.
- [14] J. Sylvestre, *Interconnexions*, Sherbrooke, 2015.
- [15] T. Korhonen, P. Su, S. Hong, M. Korhonen et C.-Y. Li, «Reactions of Lead-Free Solders with CuNi Metallizations,» *Journal of Electronic Materials*, pp. 1194-1199, 12 June 2000.
- [16] F. Che, E. C. Poh, W. Zhu et B. Xiong, «Ag Content Effect on Mechanical Properties of Sn-xAg-0.5Cu Solders,» *9th Electronics Packaging Technology Conference*, pp. 713-718, 2007.
- [17] Z. Cai, Y. Zhang, J. C. Suhling, P. Lall, R. W. Johnson et M. J. Bozack, «Reduction of Lead Free Solder Aging Effects using Doped SAC Alloys,» *Electronic Components and Technology Conference*, pp. 1493-1511, 2010.
- [18] D. B. Huang, D. H.-S. Hwang et D. N.-C. Lee, «A Compliant and Creep Resistant SAC-Al(Ni) Alloy,» *9th Electronics Packaging Technology Conference*, pp. 693-702, 2007.
- [19] J.-P. Bailon et J.-M. Dorlot, *Des Matériaux*, Montréal: Presses internationales Polytechnique, 2000.
- [20] J. J. Sundelin, S. T. Nurmi et T. K. Lepistö, «Recrystallization behaviour of SnAgCu solder joints,» *Materials Science and Engineering*, pp. 201-207, 2008.
- [21] S. K. Kang, W. K. Choi, D.-Y. Shih, D. W. Henderson, T. Gosselinl, A. Sarkhel, C. Goldsmith et K. J. Puttlitz, «Ag₃Sn plate formation in the solidification of near-ternary eutectic Sn-Ag-Cu,» *JOM*, pp. 61-65, June 2003.
- [22] J. Gong, C. Liu, P. P. Conway et V. V. Silberschmidt, «Micromechanical modelling of SnAgCu solder joint under cyclic loading: Effect of grain orientation,» *Computational Materials Science*, vol. 39, pp. 187-197, 2007.
- [23] X. Liu et G.-Q. Lu, «Effects of Solder Joint Shape and Height on Thermal Fatigue Lifetime,» *IEEE TRANSACTIONS ON COMPONENTS AND PACKAGING TECHNOLOGIES*, pp. 455-465, Juin 2003.
- [24] C.-T. Peng, C.-M. Liu, J.-C. Lin, H.-C. Cheng et K.-N. Chiang, «Reliability Analysis and Design for the Fine-Pitch Flip Chip BGA Packaging,» *IEEE TRANSACTIONS ON COMPONENTS AND PACKAGING TECHNOLOGIES*, pp. 684-693, Décembre 2004.
- [25] C.-M. Liu et K.-N. Chiang, «Solder Shape Design and Thermal Stredstrain Analysis of Flip Chip Packaging Using Hybrid Method,» *Int'l Symp on Electronic Materials & Packaging*, pp. 44-50, 2000.

-
- [26] T. Nguyen, D. Yu et S. Park, «Characterizing the Mechanical Properties of Actual SAC105, SAC305, and SAC405 Solder Joints by Digital Image Correlation,» *Journal of ELECTRONIC MATERIALS*, pp. 1409-1415, 12 February 2011.
 - [27] Materials Science and Engineering Division et National Institute of Standards and Technology, «Review and Analysis of Lead-Free Solder Material Properties,» [En ligne]. Available: http://www.metallurgy.nist.gov/solder/clech/Sn-Ag-Cu_Other.htm#Young. [Accès le 10 01 2017].
 - [28] Z. Jun, C. GuoZhong, L. Yong, L. LiHua et H. WeiNai, «Mechanical Characterization and Viscoplastic-Damage Constitutive Model of SnAgCu Solder,» *International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation Experiments in Microelectronics and Micro-Systems*, pp. 1-7, Avril 2007.
 - [29] L. Wang, S. C. Kang, H. Li, D. F. Baldwin et C. Wong, «Evaluation of Reworkable Underfills for Area Array Packaging Encapsulation,» *International Symposium on Advanced Packaging Materials*, pp. 29-38, 2001.
 - [30] E. Goh, L. Ng et Y. Mui, «Reworkable Underfill Investigation on Flip Chip Packages,» *Electronics Packaging Technology Conference*, pp. 316-320, 2003.
 - [31] R. S. Sathanantham, F. J. Foo et Z. Y. Oh, «Fundamental study of fracture strength of silicon dies in flip-chip lidless packages,» *Electronics Packaging Technology Conference*, pp. 211-214, 2012.
 - [32] H. S. Ho, D. Wang, M. Johnson et C. Berry, «The Study of Bare-Die FCBGA Die Damage in Response to Applied Mechanical Stress During Heat Sink Assembly,» chez *Electronics Components & Technology Conference*, 2014.
 - [33] S. Low, I. Singh et G. Hariharan, «Mechanical and Board Level Reliability Considerations of Lidless Flip Chip BGA Packaging,» *Electronics Components & Technology Conference*, pp. 966-970, 2013.
 - [34] V. Gupta, S. O'Connor et C. Pilch, «Chip Package Interaction Induced Ild Integrity Issues In Fine Pitch Flip Chip Packages,» *Electronics Packaging Technology Conference*, pp. 482-486, 2014.
 - [35] F. Stepniak, «Mechanical loading of flip chip joints before underfill : the impact on yield and reliability,» *Microelectronics Reliability*, pp. 805-814, 2004.
 - [36] S. Misra, K. Ramesh et A. Okamura, «Examples of characteristic properties of viscoelastic materials,» PubMed, 10 2008. [En ligne]. Available: https://www.researchgate.net/figure/41192564_fig3_Figure-3-Examples-of-characteristic-properties-of-viscoelastic-materials-a-creep-and. [Accès le 10 09 2016].
-

-
- [37] M. Moutee, «Modélisation du comportement mécanique du bois au cours du séchage,» Université Laval, 2006. [En ligne]. Available: <http://theses.ulaval.ca/archimede/fichiers/23791/ch02.html#d0e501>. [Accès le 10 09 2016].
- [38] O. Albenge, «Propriétés mécaniques ordinaires des alliages,» [En ligne]. Available: http://olivier.albenge.pagesperso-orange.fr/page_site/Site_mat/super/meca.htm. [Accès le 24 04 2017].
- [39] P. Lours et F. Baillon, «Au Cœur des Matériaux Cristallins,» École des Mines d'Albi-Carmaux, 24 Mars 2015. [En ligne]. Available: <http://nte.mines-albi.fr/SciMat/co/SM3uc1.html>. [Accès le 03 Juillet 2016].
- [40] S. W. M. R. K.-J. W. Maik Mueller, «The Dependence of Composition, Cooling Rate and Size on the Solidification Behaviour of SnAgCu Solders,» *International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation Experiments in Microelectronics and Micro-Systems*, pp. 1-10, 2007.
- [41] C. D. N. Chan, «Défauts dans les cristaux,» [En ligne]. Available: <http://deuns.chez.com/sciences/cristallo/default41.html>. [Accès le 09 10 2016].
- [42] G. Cuddalorepatta et A. Dasgupta, «Multi-scale modeling of the viscoplastic response of As-fabricated microscale Pb-free Sn3.0Ag0.5Cu solder interconnects,» *Acta Materialia*, pp. 5989-6001, 9 Juillet 2010.
- [43] M. Weaver, *Part II: Creep and Superplasticity*, Alabama: University of Alabama, 2012.
- [44] K. Murty, *Creep and stress rupture*, Raleigh: North Carolina State University, 2010.
- [45] H. Yang, P. Deane, P. Magill et K. L. Murty, «Creep Deformation of 96.5Sn-3.5Ag Solder Joints In A Flip Chip Package,» *Electronic Components and Technology Conference*, pp. 1136-1142, 1996.
- [46] M. Kassner, P. Kumar et W. Blum, «Harper-Dorn Creep,» *International Journal of Plasticity*, p. 980–1000, 27 Septembre 2006.
- [47] P. Kumar, M. E. Kassner et T. G. Langdon, «Fifty years of Harper–Dorn creep: a viable creep mechanism or a Californian artifact?,» *Journal of Material Science*, pp. 409-420, 4 Janvier 2007.
- [48] F. A. Mohamed, K. L. Murty et J. W. Morris, «Harper-Dorn Creep in Al, Pb, and Sn,» *METALLURGICAL TRANSACTIONS*, pp. 935-940, Avril 1973.
- [49] D. François, «Essais mécaniques des métaux - Essais de dureté,» *Techniques de l'ingénieur*, pp. 1-17, 10 Mars 2005.

-
- [50] R. Chromik, R. Vinci, S. Allen et M. Notis, «Measuring the Mechanical Properties of Pb-Free Solder and Sn-Based Intermetallics by Nanoindentation,» *JOM*, pp. 66-69, June 2003.
 - [51] P.-F. Yang, Y.-S. Lai, S.-R. Jian, J. Chena et R.-S. Chenb, «Nanoindentation identifications of mechanical properties of Cu₆Sn₅, Cu₃Sn, and Ni₃Sn₄ intermetallic compounds derived by diffusion couples,» *Materials Science and Engineering*, pp. 305-310, 31 July 2007.
 - [52] L. Xu et J. H.L. Pang, «Nanoindentation on SnAgCu Lead-Free Solder Joints and Analysis,» *ELECTRONIC MATERIALS*, vol. 35, n° 112, pp. 2107-2115, 2006.
 - [53] H. Tsukamotoa, Z. Dongb, H. Huangb, T. Nishimurac et K. Nogitaa, «Nanoindentation characterization of intermetallic compounds formed between Sn–Cu (–Ni) ball grid arrays and Cu substrates,» *Materials Science and Engineering*, pp. 44-50, 13 June 2009.
 - [54] Md Hasnine, M. Mustafa, J. C. Suhling, B. C. Prorok, M. J. Bozack et P. Lall, «Nanomechanical Characterization of Lead Free Solder Joints,» *Proceedings of the 2013 Annual Conference on Experimental and Applied Mechanics*, vol. 5, n° 12, pp. 11-22, 2014.
 - [55] F. Gao, H. Nishikawa, T. Takemoto et J. Qu, «Mechanical properties versus temperature relation of individual phases in Sn–3.0Ag–0.5Cu lead-free solder alloy,» *Microelectronics Reliability*, pp. 296-302, 2 Octobre 2008.
 - [56] M. Hasnine, M. Mustafa, J. C. Suhling, B. C. Prorok, M. J. Bozack et P. Lall, «Chapter 2 : Nanomechanical Characterization of Lead Free Solder Joints,» chez *MEMS and Nanotechnology*, The Society for Experimental Mechanics, 2014.
 - [57] M. Kerr et N. Chawla, «Creep Deformation Behavior of Sn-3.5Ag Solder at Small Length Scales,» *JOM*, pp. 50-54, June 2004.
 - [58] K. Holdermann, G. Cuddalorepatta et A. Dasgupta, «Dynamic Recrystallization of Sn_{3.0}Ag_{0.5}Cu Pb-Free Solder Alloy,» *ASME International Mechanical Engineering Congress and Exposition*, pp. 1-7, 2008.
 - [59] C.-K. Yu, G. Chang, T. Shao, C. Chen et J. Lee, «Investigation of Recrystallization in BGA Package to Evaluate the Low Ag Solder With Different Dopants After Board Level Test,» *11th International Conference on Electronic Packaging Technology & High Density Packaging*, pp. 1069-1072, 2010.
 - [60] R. Hull, *Properties of Crystalline Silicon*, London: The Institution of Electrical Engineers, 1999.
 - [61] L. LEHMAN, S. ATHAVALE, T. FULLEM, A. GIAMIS, R. KINYANJUI, M. LOWENSTEIN, K. MATHER, R. PATEL, D. RAE, J. WANG, Y. XING, L. ZAVALIJ,
-

-
- P. BORGESSEN et E. COTTS, «Growth of Sn and Intermetallic Compounds in Sn-Ag-Cu Solder,» *ELECTRONIC MATERIALS*, vol. 33, n° 12, pp. 1429-1439, 2004.
- [62] S.-K. SEO, S. K. KANG, D.-Y. SHIH et H. MO LEE, «An Investigation of Microstructure and Microhardness of Sn-Cu and Sn-Ag Solders as Functions of Alloy Composition and Cooling Rate,» *ELECTRONIC MATERIALS*, vol. 38, n° 12, pp. 257-264, 2008.
- [63] S.-K. SEO, S. K. KANG, D.-Y. SHIH, H. MO LEE et M. GI CHO, «The Crystal Orientation of b-Sn Grains in Sn-Ag and Sn-Cu Solders Affected by Their Interfacial Reactions with Cu and Ni(P) Under Bump Metallurgy,» *ELECTRONIC MATERIALS*, vol. 38, n° 12, pp. 2461-2469, 2009.
- [64] X. Hu, M. Tay et M. Tan, «Advanced Scanning Acoustic Technique Application in Flip-chip Devices,» pp. 1-4.
- [65] E. Village, «Flip Chips and Acoustic Micro Imaging : An Overview of Past Applications , Present Status , And Roadmap for the Future,» *Microelectronics reliability*, pp. 1539-1543, 2000.
- [66] L. Yang, L. Yin, B. Roggeman et P. Borgesen, «Effects of Microstructure Evolution on Damage Accumulation in Lead-Free Solder Joints,» *Electronic Components and Technology Conference*, pp. 1518-1523, 2010.
- [67] J. RUSTE, «Microscopie électronique à balayage- Principe et équipement,» *Techniques de l'ingénieur*, pp. 1-19, 10 Mars 2013.
- [68] M. Pacheco et D. Goyal, «X-ray Computed Tomography for Non-Destructive Failure Analysis in Microelectronics Key Design Factors in X-Ray CT,» *Microelectronics journal*, pp. 252-258, 2010.
- [69] S. J. Anson, «Failure Analysis Techniques for Area Array Packages,» *Universal Intrusment*, pp. 1-7.
- [70] L. XU et J. H.L. PANG, «Nanoindentation on SnAgCu Lead-Free Solder Joints and Analysis,» *ELECTRONIC MATERIALS*, vol. 35, n° 12, pp. 2107-2115, 2006.
- [71] J. S. S. T. Association, «JEDEC STANDARD Temperature cycling,» Arlington, 2005.
- [72] R. Zheng, A. Saleem et R. R. Chromik, *Nanoindentation tests on SAC305*, Montréal: University of McGill, 2017.
- [73] S. Wiese, M. Roellig, M. Mueller, S. Rzepka et K. Nocke, «The Influence of Size and Composition on the Creep of SnAgCu Solder Joints,» *Electronics Systemintegration Technology Conference*, pp. 912-925, 2006.

-
- [74] G. Parks, B. Arfaei, M. Benedict, E. Cotts, M. Lu et E. Perfecto, «The Dependence of the Sn Grain Structure of Pb-free Solder Joints on Composition and Geometry,» *Electronic Components and Technology Conference*, 29 May 2012.
- [75] B. Arfaei, L. Wentlent, S. Joshi, A. Alazzam, T. Tashtoush, M. Halaweh, S.Chivukula, L. Yin, M. Meilunas, E. Cotts et P. Borgesen, «Improving the Thermomechanical Behavior of Lead Free Solder Joints by Controlling the Microstructure,» *13th IEEE ITherm Conference*, pp. 392-398, 2012.
- [76] J.-M. Dorlot et Y. Verreman, *Matériaux métalliques unité 9 à 12*, Montréal: Presse Internationales Polytechnique, 2004.
- [77] J. Sylvestre, *Taxonomie des structures encapsulées*, 2015.
- [78] R. Langlois et C. Bergeron , «Chip rework on ceramic and organic modules,» *IEEE 66th Electronic Components and Technology Conference*, pp. 115-121, 2016.
-